

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI NAPOLI FEDERICO II
DIPARTIMENTO INGEGNERIA DEI MATERIALI E DELLA PRODUZIONE



DOTTORATO DI RICERCA IN INGEGNERIA CHIMICA,
DEI MATERIALI E DELLA PRODUZIONE

indirizzo in

Tecnologie e Sistemi Intelligenti per l'Automazione della Produzione

XIX ciclo

TESI DI DOTTORATO

**PREVISIONE DEL COMPORTAMENTO MECCANICO DI LAMINATI
IBRIDI ALLUMINIO/VETRORESINA.**

Tutor

Ch.mo Prof. Ing. Giancarlo Caprino

Coordinatore

Ch.mo Prof. Ing. Nino Grizzuti

Dottorando

Ing. Paola Iaccarino

ANNO ACCADEMICO 2005-2006

Indice

INTRODUZIONE	1
PRESENTAZIONE DEL PROGETTO.....	1
CAPITOLO I.....	4
RICERCA BIBLIOGRAFICA	4
1.1 SVILUPPO DEI FIBER METAL LAMINATES.....	4
1.3 CAMPI DI APPLICAZIONE AERONAUTICI DEI LAMINATI IBRIDI.....	13
1.4 IL MATERIALE	14
1.4.1 I Costituenti e loro proprietà	15
1.4.2 Fabbricazione dei pannelli.....	18
1.5 RISPOSTA A TRAZIONE.....	21
1.5.1. Modelli uni-assiali	24
1.5.2. Modelli bi-assiali.....	26
CAPITOLO II	36
ANALISI: DALLA TEORIA CLASSICA DELLA LAMINA AL MODELLO DI PREVISIONE.....	36
2.1 LA TEORIA CLASSICA DELLA LAMINA: EQUAZIONE COSTITUTIVA DELLA LAMINA	36
2.2 L'ALLUMINIO: IL COMPORTAMENTO A TRAZIONE	49
2.2 GFRP: IL COMPORTAMENTO A TRAZIONE.....	53
2.4 CRITERI DI ROTTURA.....	57
2.5 PROVA DI TRAZIONE: ANALISI DELLA RISPOSTA DEL LAMINATO FGA AD UN CARICO MONOASSIALE	61
2.6 DETERMINAZIONE DELLE DEFORMAZIONI RESIDUE: ANALISI LOADING-UNLOADING TEST...	63
2.7 PROVA DI TAGLIO: ANALISI DELLA RISPOSTA DEL LAMINATO FGA AD UN CARICO BIASIALE	64
CAPITOLO III	68
PROVE SPERIMENTALI	68
3.1 CARATTERIZZAZIONE DEI MATERIALI COSTITUENTI	68
3.1.1 Caratteristiche meccaniche e comportamento a trazione dell' Alluminio 2024-T3	69
3.1.2 Caratteristiche meccaniche e comportamento a trazione della lamina di vetroresina UD S2/FM94	74
3.2 PROVE DI TRAZIONE SU LAMINATI IBRIDI ALLUMINIO/VETRORESINA: FGA 3/2 E FGA 2/1 ...	83

3.3 DETERMINAZIONE DELLE DEFORMAZIONI RESIDUE	95
3.4 PROVE DI TAGLIO NEL PIANO.....	98
3.5 ACQUISIZIONE DELL'EMISSIONE ACUSTICA CORRELATA ALLA TRAZIONE DEL FGA 3/2.....	104
CAPITOLO IV	117
CONFRONTO ANALITICO-SPERIMENTALE	117
4.1 LE CURVE STRESS-STRAIN.....	118
4.1.1 Previsione della prova di trazione in direzione principale	120
4.1.2 Previsione della prova di trazione in direzione off-axis	124
4.1.3 Previsione della resistenza finale: criteri di rottura	136
4.2 PREVISIONE DELLE DEFORMAZIONI RESIDUE.	141
4.5 PREVISIONE DELLA CURVA $\tau-\gamma$	144
CAPITOLO V.....	149
INDAGINI SULLA EVOLUZIONE DEL DANNO NEL LAMINATO FGA SOGGETTO A CARICO DI TRAZIONE.....	149
5.1 INFLUENZA DELLA DIREZIONE DEL RINFORZO SULLE CARATTERISTICHE ULTIME DEL LAMINATO FGA 3/2.	149
5.2 CONTROLLO DELL'EVOLUZIONE DEL DANNO: CORRELAZIONE CON L'EMISSIONE ACUSTICA DEL FGA 3/2 SOLLECITATO A TRAZIONE.....	156
5.2.1 Analisi generale dell'emissione acustica	156
5.2.2 Controlli non distruttivi: ispezione mediante gli ultrasuoni e correlazione con i segnali acustici.	163
5.2.3 Controlli distruttivi: abrasione chimica, osservazione al microscopio e indagini visive dello stato del composito.....	173
CONCLUSIONI	182
APPENDICE I:	187
IL PROGRAMMA DI CALCOLO	187
BIBLIOGRAFIA	194

INTRODUZIONE

PRESENTAZIONE DEL PROGETTO

Negli ultimi decenni, i laminati ibridi fibre-metallo (Fiber Metal Laminate - FML), costituiti da strati sottili alterni di metallo e di composito a matrice polimerica, sono emersi come possibili materiali per applicazioni aeronautiche, grazie alla loro eccellente resistenza a fatica e a danno, risposta all'impatto confrontabile con il solo alluminio sia in termini energetici che di fenomenologia del danno, resistenza alle fiamme ed alla corrosione, ed infine, diversamente dai semplici materiali compositi, le operazioni di lavorazione e manutenzione richiedono le stesse procedure e attrezzature convenzionalmente adoperate per i metalli. Tra la famiglia degli FMLs, i laminati costituiti da alluminio e rinforzo aramidico o in vetro hanno ricevuto maggiore attenzione e sono noti sul mercato con gli acronimi di ARALL e GLARE, rispettivamente. Comunque, poiché oggi una molteplicità di leghe di alluminio e fibre sono disponibili, la loro combinazione determina una vasta varietà di FMLs. Conseguentemente la scelta del miglior FML per una data applicazione è determinata dallo specifico compito, in quanto sia le lavorazioni che la capacità di prevedere la risposta del materiale a stimoli esterni (carichi meccanici, variazioni igro-termiche e quanto altro) sono strettamente dipendenti dalle proprietà e la configurazione dei materiali costituenti.

La curva stress-strain di un materiale è un grafico semplicemente ottenibile che raccoglie molte informazioni su come il materiale stesso può essere adoperato, migliorato e controllato. Per un progettista la curva stress-strain definisce come il materiale può essere adoperato nella progettazione di strutture leggere, robuste e sicure. Il comportamento a trazione nella fase elastica (Modulo di Young e tensione di snervamento) determina rigidità e capacità di sopportare carichi di "bearing", mentre la fase plastica (tensione ultima e deformazione a rottura) dà una prima indicazione sulla fragilità e la sensibilità all'intaglio. Per i materialisti la curva stress-strain aggiunge informazioni su come modificare il materiale: ad esempio, per il predecessore del GLARE, l'ARALL, gli stress indotti nel materiale dal processo di cura risultano più elevati e quindi nasce il bisogno per il laminato con fibre aramidiche del processo di *stretching* post-cura. Per gli ingegneri di produzione, invece, la curva stress-strain fornisce una stima della formabilità del materiale. Infine, in termini di qualità la curva stress-strain risulta uno strumento importante per confrontare le proprietà reali con quelle richieste.

Limitando l'attenzione alla risposta a trazione, gli FML mostrano un comportamento fortemente non lineare, principalmente dovuto alla presenza dell'alluminio. La deviazione dalla legge di Hooke è

particolarmente marcata nel caso dei laminati Alluminio-Vetroresina (Fiber Glass Aluminium- FGA), a causa dell'elevato valore di deformazione a rottura delle fibre di vetro che determina la visualizzazione di una ampia porzione del tratto plastico del metallo. Come risultato, la resistenza a trazione di un FGA può essere 50-100% più elevata e l'elongazione a rottura di un ordine maggiore rispetto ai corrispondenti valori di snervamento. Pertanto, risulta necessario modellare la curva stress-strain aldilà del punto di snervamento.

Naturalmente, la Classica Teoria della Lamina (CLT) risulta inopportuna per rappresentare la risposta inelastica, essendo basata sulla ipotesi di elasticità lineare. Nonostante ciò molti autori hanno modificato la CLT, proponendo differenti metodologie per estendere l'applicazione a casi non lineari. Spesso, l'equazione costitutiva della lamina è stata espressa in forma incrementale, ed il problema è stato risolto numericamente *step-by-step*, assumendo in campo plastico adatta la legge di flusso. Soluzioni più semplici, basate su modelli bi-lineari, sono state utilizzate per prevedere la curva stress-strain di un FGA, fornendo risultati soddisfacenti. Anche modelli sofisticati basati sul metodo degli elementi finiti (FEM) hanno dimostrato di riprodurre in generale l'andamento della curva risposta a trazione di particolari configurazioni FGA.

In vero, ciascun modello introdotto soffre di alcune limitazioni. Molti dei modelli incrementali richiedono l'introduzione di costanti addizionali per l'implementazione della legge di flusso (flow rule), la caratterizzazione o in alternativa la procedura di riduzione dei dati, risultano davvero complesse. I modelli bi-lineari che hanno dimostrato una buona previsione quando il carico è applicato secondo una delle direzioni principali del laminato, non sono estendibili con la stessa bontà a casi generali. Infine, i risultati FEM sono difficilmente trasferibili a laminati differenti da quelli analizzati.

In questo lavoro, è presentata la possibilità di calcolare la risposta meccanica di un FGA. Una semplice soluzione è adottata per modellare il comportamento dell'alluminio aldilà del punto di snervamento: per ogni passo di deformazione il metallo è sostituito da un materiale lineare elastico "equivalente", le cui costanti variano concordemente con la risposta sperimentale del metallo stesso. In questo modo, la semplicità della teoria classica della lamina è mantenuta. Il modello è verificato, confrontando la previsione con i risultati sperimentali relativi a un FGA simmetrico, costituito da tre layer di alluminio 2024-T3 alternati a due lamine di vetroresina S2Glass/epoxy in arrangiamento cross-ply. I tipi test effettuati sono:

- a) trazione monoassiale fino a rottura lungo differenti assi rispetto alle direzioni principali del laminato, per determinare la variazione della risposta in dipendenza dell'orientazione del rinforzo;
- b) trazione monoassiale fino a valori di carico determinati, per determinare le deformazioni residue dopo lo snervamento
- c) taglio in piano secondo il test di Iosipescu, per determinare la risposta a taglio.

Il modello di previsione è stato inoltre esteso ad un laminato FGA non simmetrico, al fine di valutare l'errore commesso quando si trascurano gli effetti delle deformazioni non in piano.

La risposta del laminato simmetrico FGA è stata analizzata fino a rottura, implementando criteri per entrambe le tipologie di materiale costituente, individuando in tal modo la migliore combinazione. La valutazione dell'evoluzione del danno subito dal materiale in seguito all'applicazione del carico di trazione è stata attentamente analizzata, non solo classificando le diverse tipologie di superfici di rottura verificate, ma anche cercando di relazionare la storia di carico all'emissione acustica del materiale sollecitato a diversi livelli di stress normale.

CAPITOLO I

RICERCA BIBLIOGRAFICA

Nel primo capitolo di questo lavoro di ricerca sono riportati, esaminati e commentati i risultati del primo anno di dottorato. L'attività principale di tale periodo è stata la ricerca del materiale presente in letteratura scientifica e nei database dipartimentali. La letteratura scientifica mondiale è davvero ricca in materiale di laminati ibridi, ogni singola proprietà meccanica è stata oggetto di numerosi studi volti alla determinazione di modelli analitici-numerici per la previsione del comportamento in esercizio del laminato.

Nei primi paragrafi verranno introdotti i materiali che vanno sotto il nome di "compositi ibridi", saranno quindi presentate le principali caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche, che hanno deputato il successo e lo sviluppo della famiglia degli FML. Saranno inoltre descritte le tecnologie di fabbricazione dei pannelli, al fine di chiarire ed evidenziare talune proprietà che nei successi capitoli verranno richiamate.

Nella parte finale, è presentato e commentato lo stato attuale dell'arte in merito alla previsione della risposta a trazione di particolari laminati FGA "Fiber Glass Aluminium", partendo infatti dai risultati reperibili in letteratura si è proceduto alla definizione e messa a punto di un particolare algoritmo di calcolo per la previsione della curva stress-strain, successivamente ampliato anche per la previsione della deformazioni residue e della curva $\tau-\gamma$.

1.1 SVILUPPO DEI FIBER METAL LAMINATES

I Fiber Metal Laminate, FML, sono laminati ibridi costituiti da lamine sottili alternate di alluminio e composito unidirezionale con matrice epossidica (Vlot, 2001). Il loro comportamento è una perfetta combinazione delle proprietà dei metalli e dei compositi, godono di una elevata tolleranza al danno e sono sviluppati principalmente per applicazioni aeronautiche dove sono necessarie buone proprietà di fatica e alta resistenza, Figura 1.1.

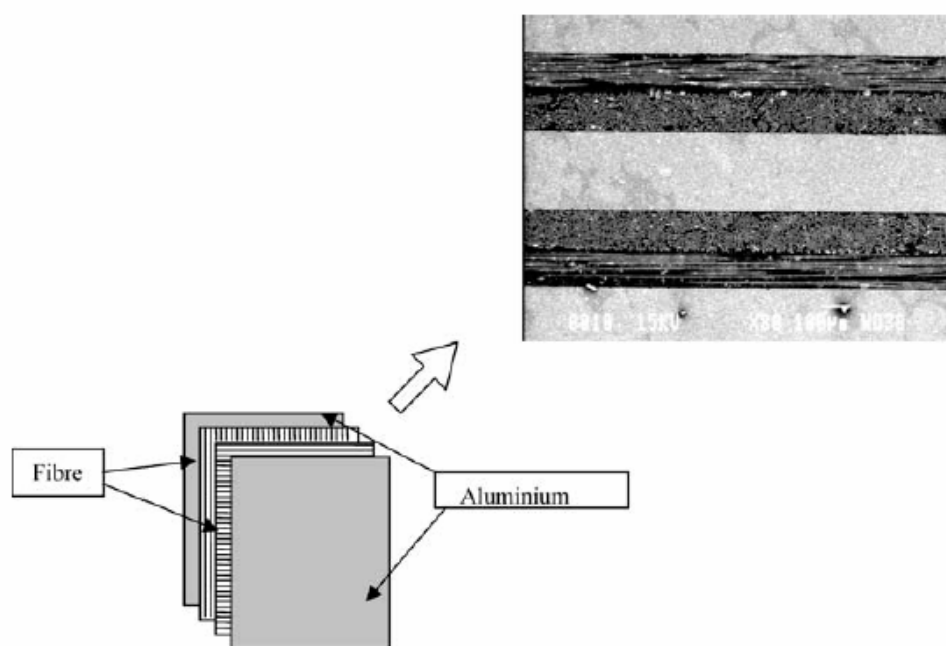


Figura 1.1 : Architettura dei laminati FML

Le origini dei FML (Vermeer, 2003) possono essere tracciate a partire dal 1945, quando l'introduzione di materiali innovativi era tra le principali attività Fokker. Rob Schliekelmann, uno degli ingegneri Fokker e laureato presso la Delft University of Technology (DUT), introdusse ed ottimizzò la tecnologia del "metal bonding", acquisita presso la De Havilland, inserendo ad esempio l'autoclave nel ciclo di fabbricazione dei pannelli metallici. Contemporaneamente, presso i laboratori di ricerca olandesi NLR, Jaap Schijve scopriva che, in un laminato costituito da sottili lamine di metallo tenute insieme mediante incollaggio, l'avanzamento della cricca era estremamente lenta poiché essa si formava e avanzava in una singola lamina, mentre le adiacenti lamine potevano fungere da ponte per la cricca.

Nel 1973 Jaap Schijve divenne professore a Delft, dove Boud Vogeleang approfondiva i "laminated sheet material" senza rinforzo alcuno, in quanto, sebbene i materiali compositi erano già ampiamente studiati, il loro costo ne ostacolava le applicazioni. Parallelamente in Gran Bretagna e negli Stati Uniti, i ricercatori NASA mostravano interesse nell'utilizzo di rinforzi in composito per riparazioni di strutture metalliche in alcuni componenti di Space Shuttle. I risultati apparvero promettenti al punto che anche alla Delft University si cominciò ad indagare sull'effetto dell'introduzione del rinforzo nella matrice epossidica utilizzata per tenere insieme le lamine costituenti l'alluminio stratificato. Era chiaro che la presenza del rinforzo apportava una migliore resistenza a fatica, dovuta all' "effetto ponte" instaurato dalle fibre (Marissen, 1988). I primi esperimenti furono condotti utilizzando le fibre aramidiche come rinforzo della matrice epossidica tra lamine di alluminio, con acronimo di ARALL (Aramid Reinforced Aluminium Laminates). I laminati furono prodotti con

l'ausilio delle compagnie AKZO (produttrice di fibre), ALCOA (produttrice delle lamine di alluminio) e 3M (fornitrice dell'adesivo). La patente di Fibre Metal Laminates si ottenne negli U.S. il 9 Gennaio 1981, come inventori del nuovo materiale si menzionano Schijve, Vogelesang and Marissen. Per la prima volta l'ARALL fu adoperato nel progetto F-27. Successivamente, per migliorare l'adesione fibra-matrice, nonché per ottenere prestazioni più elevate, Roebroeks (AKZO) suggerì di sostituire le fibre aramidiche con fibre di vetro R ad alta resistenza. Il nuovo materiale fu registrato come GLARE (GLASS REinforced) il 14 Ottobre 1987 dalla AKZO con Roebroeks e Vogelesang come inventori, commercializzato dalla SLC (Structural Laminates Company), una joint venture di AKZO e ALCOA.

Il concetto di FML può essere facilmente esteso ad altri componenti (de Boer, 2001), lasciando spazio alla definizione di altri materiali. Successivamente alla DUT anche le fibre di carbonio furono considerate come rinforzo, dando origine al CARE, acronimo di CARbon REinforced (Vermeer, 1991). Le fibre di carbonio hanno densità relativamente bassa, elevati valori di resistenza e modulo di Young, ma in combinazione con l'alluminio danno luogo alla corrosione galvanica; alla fine degli anni novanta, pertanto, laminati Carbonio/titanio hanno prodotto particolare interesse nell'ambito delle costruzioni aeronautiche.

Infine, poiché il GLARE è stato sviluppato per strutture relativamente fredde, un ulteriore FML viene prodotto per applicazioni ad elevata temperatura sostituendo le fibre di vetro R con fibre S2 (FML-ET).

Due tipi di FLM sono commercialmente disponibili, identificabili mediante la sigla TIPOLOGIA A/B (tabella I: Roebroeks 2001), dove:

- Tipologia individua la composizione: fibra e lega di Alluminio (la matrice è sempre epossidica)
- A è il numero di lamine di alluminio presenti
- B è il numero di lamine di composito UD

Tipo	Lega di alluminio	Prepreg	Orientazione prepreg
Arall 1	7475 – T761	Aramidiche/Epossidica	Unidirezionale
Arall 2	2024 – T3	Aramidiche/Epossidica	Unidirezionale
Arall 3	7475 - T18	Aramidiche/Epossidica	Unidirezionale
Glare 1	7475 – T761	Vetro/Epossidica	0°/0°
Glare 2A	2024 – T3	Vetro/Epossidica	0°/0°
Glare 2B	2024 – T3	Vetro/Epossidica	90°/90°
Glare 3	2024 – T3	Vetro/Epossidica	0°/90°
Glare 4A	2024 – T3	Vetro/Epossidica	0°/90°/0°
Glare 4B	2024 – T3	Vetro/Epossidica	90°/0°/90°
Glare 5	2024 – T3	Vetro/Epossidica	0°/90°/90°/0°
Glare 6A	2024 – T3	Vetro/Epossidica	+45°/-45°
Glare 6B	2024 – T3	Vetro/Epossidica	-45°/+45°

Tabella I: FML commerciali

1.2 PROPRIETÀ DEI FML

Durante l'ultimo decennio, la valutazione del "damage tolerance" ha rivestito un fattore di particolare importanza nell'ambito della progettazione aeronautica, indirizzando quindi la ricerca scientifica nello sviluppo di materiali innovativi che garantissero elevate prestazioni. Per le compagnie aeree i costi di manutenzione ricoprono un'alta percentuale (20%) dei costi diretti operativi (DOC), pertanto materiali con una vita di esercizio più lunga e una più elevata tolleranza al danno garantiscono una sostanziale riduzione dei costi di manutenzione e del peso del velivolo, seppur incrementando il costo effettivo della struttura (Vogeleang e Vlot, 2000).

Vogeleang e Vlot (2000) hanno realizzato uno studio su le riparazioni della fusoliera del velivolo 71 Boeing 747 con una vita media di 29.500 ore di volo. Classificando e localizzando le riparazioni unicamente sulle strutture primarie, la distribuzione dei danni subiti può essere sintetizzata come segue:

- danni per fatica: 396 riparazioni (57.6%)
- corrosione: 202 riparazioni (29.4%)
- danni per impatto: 90 riparazioni (13.0%).

Come descritto nel precedente paragrafo, gli FML sono stati principalmente sviluppati al fine di potenziare la risposta a carichi di fatica, comunque alcune tipologie di laminati ibridi offrono sostanziali vantaggi anche in termini di resistenza all'impatto ed alla penetrazione delle fiamme (Vermerren e altri, 2003).

Resistenza a fatica

In figura 1.2 l'avanzamento della cricca in funzione del numero di cicli è confrontato per due varianti di GLARE (cross-plyed GLARE 3 e UD GLARE 2), ARALL 2 e Alluminio monolitico 2024-T3. I dati sono stati ottenuti simulando la fusoliera caricata con un intaglio centrale (Vogeleang e Shijve, 1995).

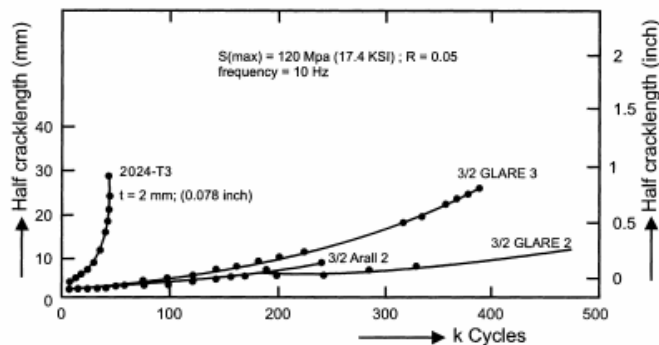


Figura 1.2: Confronto performance a fatica 2 gradi di GLARE, ARALL e Alluminio monolitico.

Mentre nell'alluminio la velocità di avanzamento della cricca cresce rapidamente con l'allungamento della cricca stessa, negli FML la velocità di avanzamento è quasi costante o comunque la cricca avanza molto lentamente. In condizioni reali, la velocità di avanzamento nel laminato ibrido è circa 10÷100 volte inferiore rispetto al quanto succede nell'alluminio stratificato (Davidson e Austin, 1991). La stratificazione conferisce al materiale di bloccare (o perlomeno rallentare) la cricca. Il meccanismo che conferisce ai laminati ibridi una più elevata resistenza a fatica prende il nome di *Crack Bridging* ed è legato alla presenza delle fibre, le quali intervengono nella ripartizione del carico nel materiale sollecitato (Guo, 1999). Laddove si forma una cricca, sia passante che non, il suo avanzamento risulta molto lento rispetto ai materiali tradizionali, poiché la concentrazione delle tensioni all'apice della stessa è ridotta grazie alle fibre, che distribuiscono lo stress in modo uniforme assorbendone la maggior parte (Young e atri, 1994 – Papakyriacou, 1997).

Le zone maggiormente delicate, in termini di sforzi di fatica, sono naturalmente quelle che ospitano i rivetti. E' chiaro che un materiale con migliori caratteristiche richiede un intervallo di tempo più lungo tra un'ispezione e la successiva, incidendo quindi positivamente sui costi di manutenzione.

Resistenza all'impatto

I danni da impatti possono essere causati da diversi fattori quali frammenti in volo, grandine, danni di manutenzione (ad esempio attrezzi lasciati cadere), collisione tra macchine di servizio o di carico e struttura, uccelli che colpiscono il velivolo in volo, ghiaccio che staccandosi dai propulsori colpisce la carlinga.

Nella figura 1.3, l'energia di penetrazione (*puncture energy*, necessaria alla cricca per avanzare nello spessore) nel GLARE è confrontata con la rispettiva energia in un laminato di alluminio per diversi spessori (Vogeleang e Vlot, 2000).

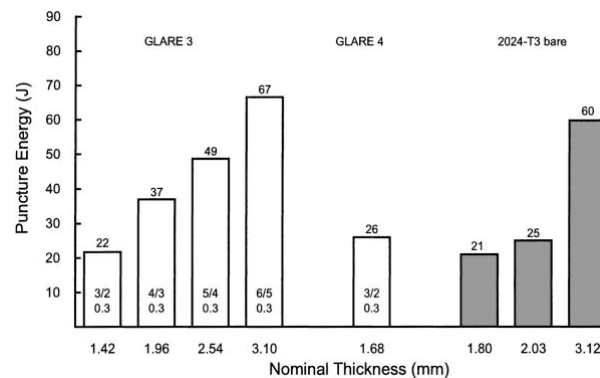


Figura 1.3: Energia di penetrazione nel GLARE e nel Alluminio 2024-T3 per diversi spessori.

Il GLARE mostra una più alta resistenza alla penetrazione rispetto all'Alluminio monolitico, per l'impatto a bassa velocità (Vlot, 1996 - Hoo Fatt, 2003 – Caprino e altri, 2004). Ciò è attribuibile al fenomeno di deformazione al alta velocità che si manifesta nelle fibre, combinato al relativamente alto valore di deformazione a rottura delle fibre per particolari gradi di GLARE (in particolare GLARE 6).

Contrariamente a quanto succede per i tradizionali compositi, il comportamento degli FML soggetti ad impatto è simile alla leghe convenzionali di alluminio, infatti può osservarsi la stessa tipologia di danneggiamento a deformazione plastica (Hagenbeek, 2001). Il vantaggio di esibire la stessa tipologia di danno visibile fa in modo che le stesse tecniche di ispezione e rintracciamento dei metalli possano essere utilizzati anche per i laminati ibridi. Inoltre, anche la riparazione avviene con le tecniche proprie dei metalli (ad esempio mediante *patch* rivettate).

Corrosione

Sebbene gli FML sembrano avere in grandi linee le stesse caratteristiche delle leghe di metallo che li compongono, ci sono alcuni aspetti che li distinguono da queste. L'alluminio è generalmente trattato termicamente mediante il processo T3 ed anodizzato e rivestito con un inibitore alla corrosione (Charles, 1989). Durante il processo di fabbricazione in autoclave però l'alluminio subisce un ulteriore processo termico (circa un' ora a 120°C) che secondo alcuni autori (Borgonje e van der Hoeven, 2001) potrebbe influenzare i vantaggi apportati dal trattamento precedente. Di contro negli FML le lamine di metallo sono molto sottili, ne consegue una più elevata velocità di estinzione dopo il trattamento termico che determina migliori rese in termini di corrosione rispetto a laminati spessi. Fenomeni di corrosione possono verificarsi anche all'interfaccia metallo-matrice unicamente se vi è *debonding*, ma quando un sottile strato di adesivo (*clad layer*) è presente, questo stesso può provocare *debonding*. Inoltre, il fenomeno della corrosione interessa unicamente gli strati esterni, mentre le lamine di composito adiacenti costituiscono una barriera per le lamine più interne.

Resistenza alla penetrazione delle fiamme

La resistenza alle fiamme dei FML è molto superiore rispetto all' alluminio monolitico. Negli attuali velivoli la *skin* in lega di alluminio brucia in 20-30 secondi esposta a fiamme di kerosene, pertanto il tempo di evacuazione risulta circa di 90 secondi. Gli FML garantiscono un tempo di fuga significativamente superiore, in quanto le lamine di composito, caratterizzate da una più alta resistenza alle fiamme, fungono da barriera per le lamine interne. La figura 1.4 (Hooijmeijer, 2001) offre un confronto per diverse condizioni di fuoco tra l'andamento della temperatura in funzione del tempo nel GLARE 4 3/2 e l'alluminio 2024-T3.

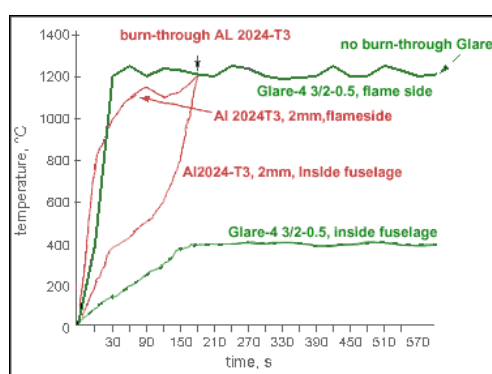


Figura 1.4: Confronto dell'andamento della temperatura vs tempo nel GLARE e nell'alluminio, per diverse condizioni di fiamma.

Proprietà meccaniche

Le proprietà meccaniche specifiche di un laminato ibrido sono superiori se confrontate con le leghe di alluminio. La resistenza ultima a trazione e all'intaglio di entrambi i laminati, ARALL e GLARE, sono superiori ad una lega di alluminio.

La tensione di snervamento a trazione e compressione dipende dalla configurazione del laminato, mentre il modulo di elasticità è leggermente più basso di quello delle leghe di alluminio ad alta resistenza. Tutto quanto detto può essere ricavato esaminando la tabella II (SLC, nota tecnica).

		Glare 1		Glare 2		Glare 3		Glare 4		Arall 2	Arall 3	2024-T3
Tensione di rottura a trazione (MPa)	Long.	1077	1282	992	1214	662	717	843	1027	717	821	455
	Trasv.	436	352	331	317	653	716	554	607	317	379	448
Tensione di snervamento a trazione (MPa)	Long.	525	545	347	360	315	305	321	352	365	607	359
	Trasv.	342	333	244	228	287	283	250	255	228	324	324
Modulo di elasticità a trazione (GPa)	Long.	66	65	67	65	60	58	60	57	66	68	72
	Trasv.	54	50	55	50	60	58	54	50	53	49	72
Deformazione a rottura (%)	Long.	4,2	4,2	4,7	4,7	4,7	4,7	4,7	4,7	2,5	2,2	19
	Trasv.	7,7	7,7	10,8	10,8	4,7	4,7	4,7	4,7	12,7	8,8	19
Tensione di snervamento a compressione (MPa)	Long.	447	424	390	414	319	309	349	365	255	345	303
	Trasv.	427	403	253	236	318	306	299	285	234	365	345
Modulo di elasticità a compressione (GPa)	Long.	63	67	69	67	63	60	62	60	65	66	74
	Trasv.	56	51	56	52	62	60	57	54	53	50	74

Tabella II: FML Caratteristiche meccanicheProprietà di lavorazione

Le proprietà di lavorazione di una laminato ibrido possono essere suddivise in proprietà di formabilità e di lavorabilità. La lavorabilità di questi laminati è paragonabile a quella delle leghe di alluminio e per la stessa sono raccomandati utensili taglienti con superfici indurite (Sinke, 2003). Esempi di lavorazioni realizzate sui laminati sono : foratura, contornatura, taglio con idrogetto, taglio con cesoia e rettificazione. La formabilità dipende dall'orientamento delle fibre rispetto alla linea di

curvatura imposta nella lavorazione. Piegando il laminato parallelamente alla direzione delle fibre, sono realizzabili raggi minimi di curvatura e angoli di ritorno nella deformazione paragonabili a quelli dei costituenti di alluminio. I processi di formatura possibili sono formatura a rullo, formatura per stiramento, pressatura a freddo e formatura con gomma. Il laminato ibrido può essere oggetto di giunzione (rivettatura, incollaggio, bullonatura) utilizzando le stesse procedure ed apparecchiature per l'alluminio.

Riparabilità

La riparazione del danno tollerato dai laminati ibridi può essere compiuta utilizzando le stesse procedure utilizzate per le strutture monolitiche di alluminio (tecniche del rappezzo rivettato o incollato). I materiali utilizzati per il rappezzo possono essere dello stesso tipo e spessore della struttura originale oppure fogli di alluminio più spessi. Un'applicazione promettente per il GLARE 3 e GLARE 4 è la riparazione del danno con pelli di alluminio. L'elevata resistenza all'intaglio, la durezza moderata e l'eccellente resistenza a fatica fanno del GLARE stesso un ideale materiale per la riparazione di strutture di alluminio. La ragione di ciò è da ricercare nella più favorevole distribuzione del carico nel giunto riparato: il basso modulo del GLARE (rispetto all'alluminio), combinato con i più sottili spessori possibili per la riparazione, riduce di fatto i carichi di ovalizzazione sulla prima fila critica di chiodi utilizzati. Il risultato di tutto ciò, è una riparazione del 25% più leggera e da due a tre volte più resistente a fatica di una riparazione normale, questo permette di evitare tutti quei processi lunghi e costosi legati alla produzione di rappezzi in alluminio.

Risparmi di peso

I laminati ibridi offrono, per una ampia varietà di applicazioni aeronautiche, risparmi di peso superiori alle leghe di alluminio del 20% - 25% (Asundi e Choi, 1997). Il risparmio di peso è il risultato di :

- 1) Riduzione di densità : La densità dei laminati ibridi dipende dal tipo di FLM e dalla configurazione del materiale. In ogni caso, essa può essere più bassa di quella dell'alluminio dell'8÷12% .
- 2) Riduzione di spessore : I laminati ibridi offrono alta resistenza, alta tenacità alla frattura ed eccellenti proprietà alla fatica. La durabilità, la resistenza al fuoco e all'impatto sono superiori alle leghe di alluminio e alle strutture composite. Questa combinazione unica di proprietà permette riduzioni di spessore, per una grande varietà di applicazioni aerospaziali.

Risparmio costi di fabbricazione

Usando il processo di "giunzione", i laminati ibridi possono essere prodotti in larghezze fino a 4 m. Queste particolarità permettono di diminuire i costi. Sono allo studio tipologie di giunzioni che mirano la realizzazione di manufatti di dimensioni superiori a 4 m x 8.5 m. In virtù delle eccellenti proprietà a fatica e della elevata resistenza a rottura, significativi risparmi nei costi di fabbricazione si possono ottenere eliminando/minimizzando i *doublers*, i coprighiunti o altre giunzioni locali rinforzate tipiche delle strutture in alluminio.

Risparmio dei costi operativi

Il significativo risparmio di peso offerto dai laminati ibridi comporta costi operativi ridotti (migliore efficienza del combustibile) e capacità di carico utile maggiore. La combinazione di eccellenti proprietà a fatica, a corrosione e resistenza residua garantisce un prolungamento della vita di una riparazione ed un potenziale allungamento del periodo di ispezione, come mostrato in figura 1.5 (Soprano e altri, 1996), le quali possono essere realizzate usando le tecniche standard NDI.

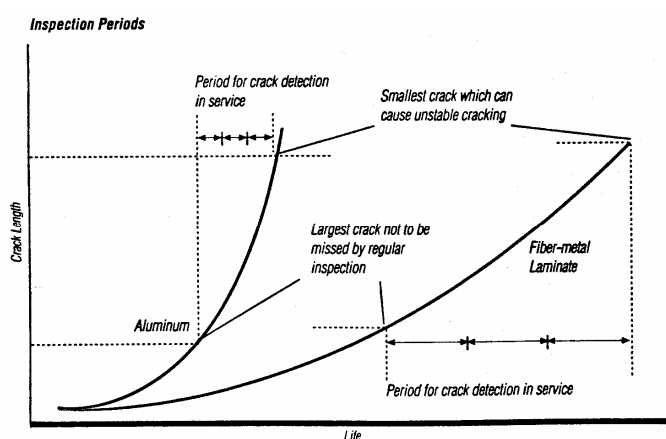


Figura 1.5: Confronto FML-Alluminio del periodo d'ispezione: avanzamento della cricca nel tempo.

1.3 CAMPI DI APPLICAZIONE AERONAUTICI DEI LAMINATI IBRIDI

La combinazione delle proprietà descritte nel precedente paragrafo giustifica l'utilizzo dei laminati ibridi per la realizzazione di varie tipologie di strutture aerospaziali, portanti e non, basti notare che il colosso del cielo A380 monta circa 380mq di GLARE (Kees de Koning director of Fokker Aerostructures, 2003).

La figura 1.7 mostra varie applicazioni di FML in un velivolo della famiglia A3XX e le principali applicazioni sono di seguito descritte.

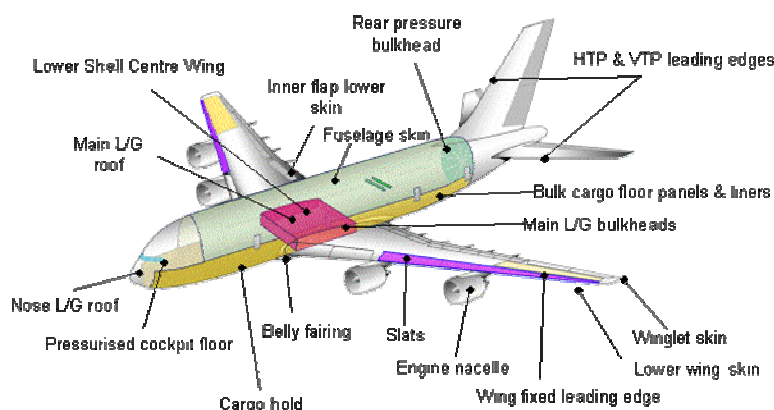


Figura 1.7: Applicazioni di FML in un velivolo A3XX.

- Sezioni di fusoliera (Fuselage Section): nelle varie sezioni del barile di fusoliera, gli FLM sono impiegati per i rivestimenti nonché per la realizzazione degli elementi di irrigidimento, delle porte e delle strutture secondarie (pannelli di pavimenti, superfici di controllo e strutture tagliafuoco). La possibilità di poter costruire manufatti con larghezze superiori a 4 m, necessarie in tale zona del velivolo, permette una riduzione dei costi di produzione.
- Strutture stabilizzatrici (Stabilizer Structures): in cui gioca ruolo fondamentale la riduzione di peso che arriva fino al 15% rispetto alle leghe di alluminio. Attualmente è oggetto di studio l'applicazione del GLARE nelle strutture stabilizzatrici orizzontali nei velivoli di tipo Cessna.
- Portellone di carico (Cargo Door): in tale applicazione risaltano eccellenti proprietà di lavorazione nelle operazioni di incollaggio, di rivettatura, di formatura per stiramento e per rullatura.
- Strutture alari (Wing Structures): in virtù dei significativi benefici nelle sezioni di impatto dell'ala quali bordi principali, entrobordi e flap.

1.4 IL MATERIALE

Il materiale esaminato in questo lavoro di tesi è un particolare laminato ibrido FGA (fiberGlass /Aluminium) costituito da fibre di vetro S2 e Alluminio 2024T3. Precedentemente tale tipologia di FML è stata indicata con la sigla FML-ET, per evidenziare il tipo di fibra adatta per applicazioni ad elevata temperatura. La tipologia di fibra distingue il materiale utilizzato in tale lavoro dal commerciale GLARE.

I pannelli di FGA sono stati gentilmente forniti dallo stabilimento ALENIA di Pomigliano D'arco con unico scopo scientifico.

1.4.1 I Costituenti e loro proprietà

La lega 2024-T3

L'alluminio è uno degli elementi più diffusi sulla crosta terrestre: la sua percentuale in peso è dell' 8,5 %. Data la sua elevata affinità con l'ossigeno non è reperibile allo stato nativo, ma si trova come composto nella maggior parte delle rocce, specialmente come ossido Al_2O_3 idrato nelle bauxiti.

La principale caratteristica dell'alluminio è la leggerezza, per questo è stato, fin dagli inizi, utilizzato nel settore aeronautico.

Data la densità (2.7 g/cm^3) è il metallo di impiego strutturale più leggero dopo il magnesio (1.7 g/cm^3) anche se non possiede particolari doti di rigidità ($E = 72 \text{ GPa}$) da qui la necessità di alligare con altri metalli quali zinco, rame, nichel, magnesio, silicio ed altri. Si definiscono leghe leggere quelle leghe il cui costituente principale è l'alluminio ed il cui peso specifico è inferiore a 3 g/cm^3 , come la 2024-T3 (Horne, 1986).

Proprietà importante dell'alluminio è l'ottima resistenza alla corrosione atmosferica. Si ricopre, infatti, di uno strato sottilissimo e molto aderente di Al_2O_3 per reazione con l'ossigeno atmosferico. La struttura reticolare di tipo c.f.c. (cubico facce centrate) rende l'alluminio ottimamente lavorabile (minore impedimento al movimento delle dislocazioni) anche se ha una cattiva saldabilità; questo ultimo aspetto è dovuto al fatto che il sottile strato di ossido, sempre presente sulla superficie, è refrattario (fonde a 2000°C).

La lega leggera 2024-T3 appartiene alla categoria di leghe da lavorazione plastica, in quanto dotata di una particolare duttilità. La denominazione "T3" indica che la lega ha subito un trattamento termico per il raggiungimento di uno stato stabile diverso dal grezzo di fabbricazione, ricotto o incrudito. Tale trattamento si effettua in tre fasi:

1. Solubilizzazione dei composti
2. Deformazione a freddo
3. Invecchiamento naturale.

La solubilizzazione viene ottenuta riscaldando la lega a temperatura adeguata a consentire il passaggio in soluzione dei composti nell'alluminio (Reed, 1993). La velocità di raffreddamento essendo elevata (raffreddamento in aria o acqua) non dà il tempo ai composti di separarsi dalla soluzione che assume pertanto uno stato di equilibrio instabile. I costituenti, rimasti in soluzione nell'alluminio a seguito del trattamento di tempra, tendono a separarsi dalla soluzione solida con un

processo di riprecipitazione caratterizzato da notevole lentezza. Nella lega 2024-T3 tale processo può avvenire a temperatura ambiente, in tal caso prende il nome di invecchiamento naturale.

Esistono diverse tecnologie di lavorazione plastica, ma solo leghe con determinata composizione chimica possono subire la lavorazione plastica.

In accordo alla denominazione prevista dalla Aluminum Association la composizione chimica si individua con quattro indici (Tabella III)

- il primo degli indici individua la famiglia di materiali (2 indica leghe al rame).
- il secondo indice definisce le eventuali varianti della lega originaria, alla quale è riservato l'indice 0.
- le ultime due cifre indicano la combinazione di alliganti.

	%	%	%	%	
	Alluminio	Rame	Manganese	Magnesio	
	93,5	4,4	0,6	1,5	

Tabella III: Composizione della lega 2024-T3

Questa lega appartiene alla classe 2000, che è di grande importanza in campo aeronautico perché impiegata in parti strutturali fortemente sollecitate dei velivoli (D.Colombo, tesi di laurea).

Il rame conferisce elevate proprietà meccaniche (aumenta notevolmente la durezza superficiale); anche le proprietà meccaniche a caldo vengono migliorate pur se si riduce, in modo sensibile, la resistenza alla corrosione. Il manganese riduce l'effetto infragilente del ferro presente come impurezza (Porter, 1987).

Oltre le caratteristiche tensili, importanza fondamentale per questa lega assume la proprietà di tenacità alla frattura e resistenza alla fatica, soprattutto in presenza di fenomeni tensocorrosivi.

Il primer adesivo (ciap)

Il primer BR127 (prodotto dalla Cytec) è un materiale polimerico a base di resine epossidiche e fenoliche modificate, classificato come primer di impiego generale per applicazioni aerospaziali. Il BR-127 è attualmente considerato uno dei migliori primer inibenti la corrosione, CIAP (corrosion inhibiting adhesive primer). Le sue principali caratteristiche possono essere così riassunte:

- Previene l'idrolisi dello strato di ossido superficiale
- Impedisce la corrosione del substrato metallico
- Conserva le sue proprietà meccaniche tra - 55 e 150°C
- E' compatibile con un'ampia varietà di sistemi adesivi

- Fornisce una protezione durevole alle superfici metalliche prima dell'incollaggio strutturale
- I cicli di cura per il primer inibente la corrosione BR-127 possono variare tra 4 ore a 82°C, a 30 minuti a 120°C.
- L'applicazione viene effettuata sulle superfici degli aderendi a seguito del trattamento superficiale di ossidazione anodica fosforica entro 72 ore dalla fine del trattamento.
- Il contenitore del primer (temperatura di conservazione del primer = -18°C) deve essere lasciato a temperatura ambiente per un tempo necessario a raggiungere l'equilibrio termico con l'ambiente esterno (evitando la formazione di condensa).
- L'applicazione viene effettuata a spruzzo sulle lamiere preventivamente ossidate allo scopo di ottenere uno spessore di $3,8 \div 10,0 \mu\text{m}$ ($0,15 \div 0,40$ mils).
- La cura viene effettuata in forno termoventilato dopo un'essiccazione in aria di 30 minuti minimo, imponendo un ciclo di 60 minuti a 120°C.
- I particolari primerizzati, devono essere avvolti in carta protettiva del tipo Kraft, e poi possono essere conservati per sei mesi senza subire degradazione.
- Il primer in questione si presenta di colore giallo ed ha una densità media di $0,875 \text{ g/cm}^3$.

Il preimpregnato adesivo

E' denominato FM94 S-2 GLASS (prodotto dalla Cytec-Fiberite); è composto da resina epossidica modificata, che costituisce la matrice nella quale sono immerse fibre di vetro ad alta resistenza tipo S-2. La resina rappresenta il 27% in peso del preimpregnato.

Le caratteristiche generali dell'adesivo sono :

- Elevate proprietà meccaniche in un range di temperature di servizio di $55^\circ\text{C} \div 104^\circ\text{C}$
- Buona tenacità e allungamento
- Resistenza all'assorbimento d'acqua
- L'immagazzinamento avviene in frigo ad una temperatura di -18°C o meno.

In figura 1.8 è riportata una microscopia SEM di una particolare tipologia di GLARE, in cui il rinforzo è costituito da tre lamine unidirezionali di vetroresina S2Glass/epoxy orientate di 90° l'una rispetto all'altra. L'immagine, tratta dal lavoro di de Vries e Vlot (2001), mostra chiaramente tutti e tre gli elementi costituenti: l'alluminio alle estremità, la vetroresina centrale e lo strato adesivo detto anche "thick resin layer".

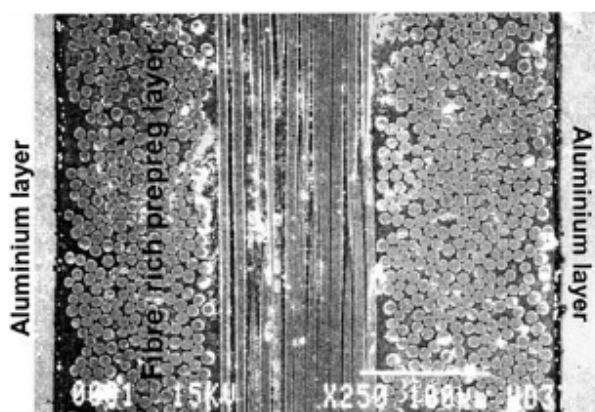


Figura 1.8: Lay up del GLARE 4B.

1.4.2 Fabbricazione dei pannelli

Il ciclo di fabbricazione dei laminati FML prevede che i due costituenti siano curati insieme in uno stampo con una leggera curvatura, come la sezione della fusoliera richiede. E' obiettivo principale, quindi, ottenere pannelli più larghi possibile, compatibilmente con le dimensioni dell'autoclave. La dimensione dei pannelli di vetroresina idealmente non ha limiti, nel senso che il laminato è prodotto in continuo, comunque la massima dimensione ottenibile risulta di 16x6 metri (Vlot et al., 1999). L'elemento critico, dal punto di vista strutturale, è l'alluminio, difatti la dimensione usuale delle lamina di metallo è circa 1.20 X 3.60 metri. Risultato di svariati studi di ricerca, specificamente svolti alla Delft university, hanno portato al concetto di "splice", secondo cui i fogli dia alluminio sono incastrati l'un altro di testa dando origine ad un "overlap". Dal punto di vista produttivo, la produzione di un pannello di grandi dimensioni permette di ridurre il numero di rivetti, riducendo quindi non solo tempo di produzione , ma soprattutto le possibili aree critiche (Buhl, 1992, e Marchetti, 1989).

In questo paragrafo sono descritte le tre fasi necessarie alla fabbricazione dei pannelli (van Meer e Coenen, 2001) da cui, successivamente, saranno ricavati i provini destinati all'attività sperimentale:

- 1) Stratificazione e preparazione del sacco a vuoto
- 2) Cura in autoclave
- 3) Controllo di qualità

Queste operazioni, sono state eseguite nella *Clean Room* di uno specifico reparto di produzione (BONDING), dove l'ambiente si trova in condizioni di contaminazione, temperatura ed umidità relativa, controllate ($T = 24 \pm 3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, U.R. < 60%).

Stratificazione e preparazione del sacco a vuoto

L'attrezzo utilizzato per la stratificazione dei materiali e la cura in autoclave, è costituito da una piastra piana in lega leggera di alluminio (alta conducibilità termica). Deve essere priva di difetti sulla superficie come graffi, ammaccature, ecc, tali da rendere inaccettabile la superficie (lato attrezzo) del pannello metallico in uscita dall'autoclave. La superficie di un attrezzo di cura per incollaggio in autoclave, secondo il Manuale di Progettazione Attrezzatura M 123-02, deve avere un grado di rugosità superficiale non superiore a $1,6 \mu\text{m}$.

Sulla superficie dell'attrezzo viene posizionato un film di materiale separatore non poroso (FEP) da $0.05 \div 0.1 \text{ mm}$ ($2 \div 4 \text{ mils}$) come agente di rilascio (*release agent*) e di protezione per la superficie lato attrezzo del laminato. Il primo strato metallico è posizionato sul FEP, e su di esso si inizia la stratificazione dell'adesivo, che deve essere preventivamente tagliato nelle dimensioni delle superfici metalliche da ricoprire. Notevole attenzione deve essere posta nel taglio delle *plies* (fogli) di adesivo dal rotolo di origine, eseguito con apposite guide e taglierini, evitando che si verifichino danneggiamenti.

Il sacco viene chiuso da un film di nylon non poroso e resistente alla pressione in autoclave (*vacuum bag*) e poi completato con tessuti sintetici porosi (di ventilazione) per permettere l'espulsione dei prodotti volatili in autoclave (lana di vetro, o tessuto di vetro). Prima della chiusura del sacco vengono disposte alcune termocoppie (max 8, in lega ferro-costantana) nelle zone prossime all'adesivo, in modo da monitorare il ciclo di cura in autoclave. Il sacco viene poi chiuso con del sigillante gommoso ed un certo numero di valvole per il vuoto (*vacuum fitting*) a seconda delle dimensioni delle parti da incollare. Completata questa operazione, viene aspirata l'aria dal sacco e viene verificata la tenuta dello stesso con un vacuometro collegato ad una delle valvole.

Cura in autoclave

Il ciclo di cura, di cui si riporta un tipico andamento in figura 1.9, viene programmato fissando i parametri di processo.

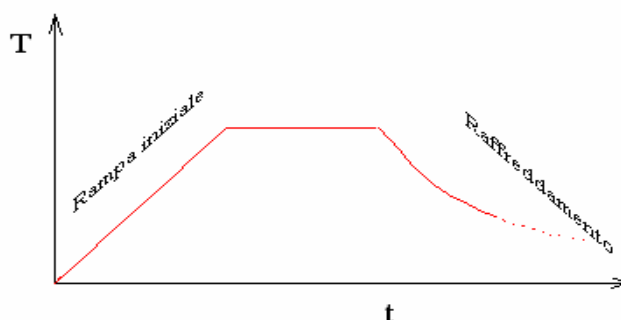


Figura 1.9: Esempio di ciclo di cura

Il ciclo di cura scelto per questa fase dell'attività prevede il raggiungimento della temperatura di 121°C con una velocità di riscaldamento di 2°C/min e la permanenza ad una temperatura di 121°C $\pm 3^\circ\text{C}$ per 60 minuti minimo; tale scelta è dettata dalle indicazioni del fornitore dell'adesivo, in base alle proprietà dell'adesivo FM-94.

Le variabili sono le pressioni applicate in autoclave, che durante questa fase variano in un range compreso tra 0.52 e 0.66 MPa (75 ÷ 95 psi) con incrementi di 5 psi (75,80,85.,95). Il vuoto all'interno del sacco viene mantenuto fino all'applicazione della pressione di 0.13 MPa (1.4 kg/cm²). Durante la cura in autoclave viene regolarmente effettuato un controllo della tenuta del sacco (ogni 10 minuti). L'espulsione dei prodotti volatili dal sacco avviene durante la fase "Via-Vent", con rilascio nell'atmosfera (al di fuori dell'autoclave).

Al termine di ogni ciclo di cura viene ottenuto un tracciato dell'andamento della temperatura segnalata dalle varie termocoppie.

La pressione in autoclave ha effetti positivi sulla qualità dell'incollaggio soprattutto dal punto di vista della durabilità.

- La pressione favorisce la bagnabilità delle superfici da parte dell'adesivo, quindi ne favorisce la distensione quando esso raggiunge il valore minimo di viscosità, migliorando nel contempo il contatto con il primer adesivo.
- Essa consente una maggiore penetrazione dell'adesivo nelle microrugosità superficiali, aumentando l'ancoraggio meccanico.
- Aiuta a ridurre la formazione di sacche d'aria o porosità durante la cura.
- Permette l'espulsione dei prodotti volatili formatisi durante il ciclo.
- Infine migliora la uniformità e la continuità nella linea di colla ai bordi con effetti positivi sulla sigillatura.

Di contro essa può favorire un'eccessiva fuoriuscita (*squeeze out*) dell'adesivo tra gli strati, riducendo la resistenza a taglio e la resistenza a spellamento del giunto incollato. In ultimo, ma non di

importanza, vanno considerate le problematiche economiche e tecnologiche legate al mantenimento di alte pressioni in autoclave.

Controllo di qualità

Dopo il processo di produzione, il pannello e il BWP (Batch Witness Panel), un campione di materiale curato insieme al laminato, sono ispezionati mediante un sistema automatico, chiamato C-Scanner ultrasonico. Il pannello è scannerizzato con una testa di risoluzione di un millimetro quadro. Gli ultrasuoni sono particolarmente sensibili ad ispezionare eventuali discontinuità e la posizione di tali ed eventuali difetti viene registrata con precisione. Una parte del BWP viene meccanicamente testato per determinare la qualità generale del materiale grezzo e del processo di assemblaggio. Se i risultati sono al di fuori delle specifiche, l'intero pannello viene rigettato ed utilizzato per ulteriori applicazioni e naturalmente da subito parte l'azione correttiva al processo.

1.5 RISPOSTA A TRAZIONE.

La curva stress-strain di un materiale è un grafico semplicemente ottenibile che raccoglie molte informazioni su come il materiale stesso può essere adoperato, migliorato e controllato. Per un progettista la curva stress-strain definisce come il materiale può essere adoperato nella progettazione di strutture leggere, robuste e sicure. Il comportamento a trazione nella fase elastica (Modulo di Young e tensione di snervamento) determina rigidità e capacità di sopportare carichi di "bearing", mentre la fase plastica (tensione ultima e deformazione a rottura) da una prima indicazione sulla fragilità e la sensibilità all'intaglio. Per i materialisti la curva stress-strain aggiunge informazioni su come modificare il materiale: ad esempio, per il predecessore del GLARE, l'ARALL, gli stress indotti nel materiale dal processo di cura risultano più elevati e quindi nasce il bisogno per il laminato con fibre aramidiche del processo di *stretching* post-cura. Per gli ingegneri di produzione, invece, la curva stress-strain fornisce una stima della formabilità del materiale. Infine, in termini di qualità la curva stress-strain risulta uno strumento importante per confrontare le proprietà reali con quelle richieste.

Per gli FML commerciali (GLARE e ARALL) le caratteristiche meccaniche sono state determinate sperimentalmente ed i risultati organizzati secondo il così detto "*MVF-Method*", il primo e più semplice metodo di previsione del comportamento tensile di laminati ibridi. Il MVF, cioè la frazione volumetrica del metallo, è definito come la sommatoria degli spessori degli strati di alluminio divisi per lo spessore totale del laminato.

$$MVF = \frac{\sum_1^n t_{Al}}{t_{lam}} \quad (1.1)$$

con:

tAl = spessore del singolo strato di alluminio

$tLam$ = spessore totale del laminato

n = numero degli strati di alluminio

Un elevato MVF riflette un'alta percentuale di alluminio nel laminato; un MVF = 1 equivarrebbe ad avere alluminio monolitico, mentre un MVF pari a zero indica un preimpregnato puro (la situazione è puramente teorica). Secondo la "Teoria delle miscele", le proprietà che caratterizzano uno specifico tipo di Glare potrebbero essere calcolate utilizzando la relazione:

$$Proprietà\ del\ laminato = MVF \times m/c + (1 + MVF) \times f/c \quad (1.2)$$

in cui:

m/c = "metal layer contribution" ovvero il dato riferito alla proprietà di cui si vuole calcolare il valore, nell'ipotesi di MVF = 1

f/c = "fiber layer contribution" ovvero il dato riferito alla proprietà di cui si vuole calcolare il valore, nell'ipotesi di MVF = 0;

poiché, come già accennato, MVF = 0 è una situazione puramente teorica, l' f/c viene estrapolato supponendo che esista una corrispondenza lineare tra l' m/c e i dati dei test eseguiti sui laminati. In sintesi, la metodologia ipotizza una combinazione lineare delle proprietà, come se le due fasi non interagissero, ma solo si sommassero. Il valore stimato dall'equazione 1.2, se confrontato con quello ricavato sperimentalmente, differisce per meno del 5%. La teoria del Metal Volume Fraction si è dimostrata valida per:

$$0.45 < MVF < 0.85$$

I laminati di Glare normalmente utilizzati rientrano in questo intervallo. Inoltre, è stato messo in luce come a valori elevati del MVF corrispondano un aumento di E , della tensione di snervamento e una riduzione della tensione di rottura. In figura 1.10, si riportano le principali proprietà statiche di alcune varianti di Glare, di tipo 4/3-0.4, messe a confronto con una delle leghe di alluminio maggiormente utilizzate: la 2024-T3. I risultati mostrati (Hagenbeek, 2003) sono espressi in termini percentuali dei valori caratteristici del 2024-T3, posti uguali a 100. Si può notare come tutte le proprietà del Glare siano inferiori a quelle del 2024-T3, eccezione fatta per la tensione di rottura che risulta superiore grazie all'elevata resistenza a rottura delle fibre.

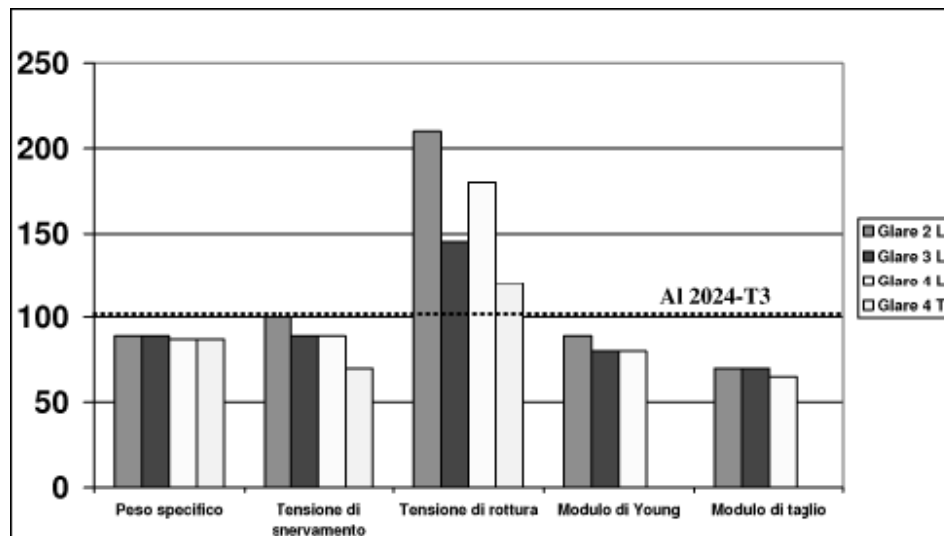


Figura 1.10: Caratteristiche meccanico-statiche di alcune varianti di Glare confrontate con l'alluminio 2024 –T3.

I dati appena commentati non tengono tuttavia conto del peso specifico del Glare, più basso di quello del 2024-T3 di circa il 10%. Se allora si ragiona nell'ottica di voler ridurre il peso, si può pensare a una nuova analisi comparativa in cui le proprietà poco anzi menzionate vengano divise per il peso specifico (Figura 1.11). Da questo nuovo confronto tra i due materiali, si ricava che:

- la tensione di rottura si attesta sempre su valori elevati
- la tensione di snervamento e il modulo di Young crescono quel tanto che basta a rendere confrontabili i valori con quelli del 2024-T3.

In generale, un laminato FML fibre/metallo mostra una curva fortemente non lineare, dovuta alla presenza del metallo, i cui valori caratteristici dipendono dalla tipologia di FML, dal grado e dalle condizioni ambientali. *MVF-Method* si basa semplicemente sul considerare semi-bilineare la curva $\sigma-\epsilon$. Il modello, interpretando con buona approssimazione le curve delle tipologia standard FML (Roebroeks, 2000), si presta per molte analisi semplici. Per analisi non elementari, sono necessari modelli più precisi, in grado di definire l'intera curva stress-strain ed in particolare l'intorno del punto di snervamento. Metodi più accurati devono prendere in considerazione i seguenti aspetti:

- architetture FML non standardizzate
- carichi *off-axis*, in altri termini non limitandosi alle direzioni principali di trazione, includendo anche carichi biassiali
- stato interno di tensione
- effetto della plasticità, come lo stato interno tensionale e l'effetto della plasticità inversa (Bauschinger effect)
- carichi fuori del piano

- effetti della temperatura.

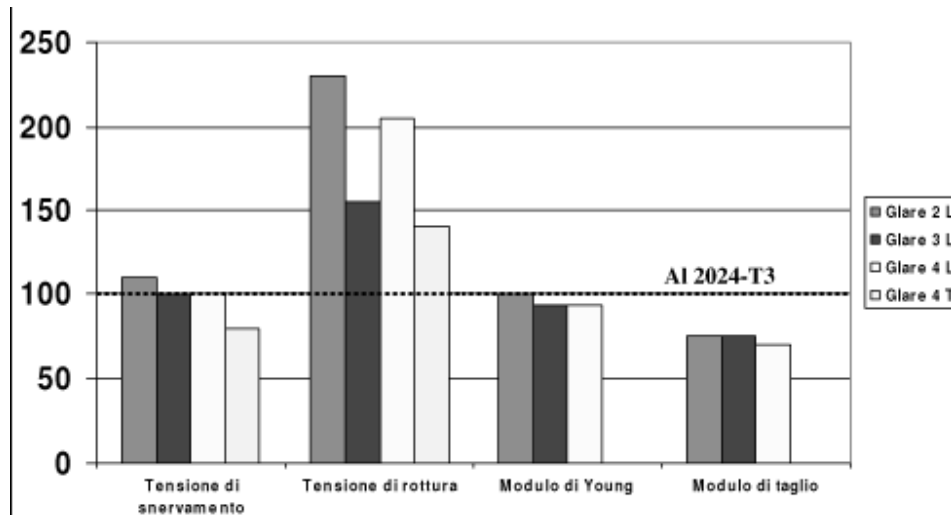


Figura 1.11: Caratteristiche meccanico-statiche specifiche di alcune varianti di Glare (Anche in questo caso i risultati mostrati sono espressi in termini percentuali dei valori caratteristici del 2024-T3, posti uguali a 100).

Da quanto discusso, appare chiaro che i modelli di previsione del comportamento a trazione di laminati FML sono stati e sono tuttora di particolare interesse nel campo della progettazione aeronautica. Esaminando i lavori presenti in letteratura negli ultimi dieci anni, cronologicamente vengono proposti modelli definiti "uniassiali" (raccolti da C.van Hengel, 2001) e successivamente modelli "biassiali", entrambi di seguito presentati.

1.5.1. Modelli uni-assiali

Verolme (1996) propone un metodo uniassiale per la determinazione della curva $\sigma-\epsilon$ del Glare. L'autore ipotizza per l'alluminio comportamento idealmente plastico, mentre il tratto elastico è descritto mediante il modulo di Young, la tensione di snervamento S_{02} ed i coefficienti di Ramberg Osgood. La vetroresina, invece, è correttamente descritta mediante il modello elastico lineare. L'intera curva stress-strain del Glare risulta essere modellata secondo la Ramberg-Osgood in fase elastica e lineare, utilizzando la semplice regola delle miscele, mentre il tratto plastico, al di là della S_{02} , è caratterizzato dal solo contributo della vetroresina. Le tensioni interne residue dal processo di cura sono calcolate correttamente, considerando che il laminato, soggetto a carico termico, si deforma rimanendo in campo elastico lineare. La determinazione delle tensioni interne residue risulta

fondamentale per l'accurata previsione della tensione di snervamento, e quindi dell'intera curva. In figura 1.12, sono riportate, per diverse percentuali di rinforzo, le previsioni della tensione di snervamento, S_y , a trazione e compressione (rispettivamente S_{yt} e S_{yc}), considerando (grafico a sinistra) o omettendo (grafico a sinistra) il contributo delle tensioni termiche residue.

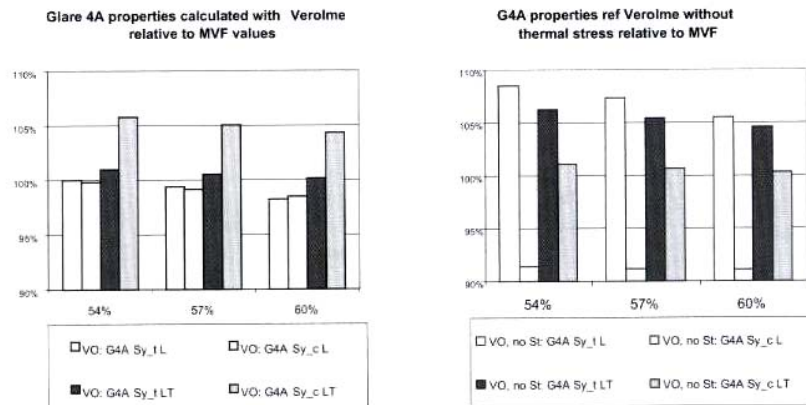


Figura 1.12: Confronto tra i valori di tensione di snervamento calcolati con il metodo di Verolme e MVF Method.

Hagenbeek (2000) modifica il modello di Verolme modellando la curva σ - ϵ del Glare mediante una curva quadri-lineare (aggiungendo il tratto bi-lineare in compressione) e calcolando le tensioni termiche mediante la Teoria Classica della Lamina. I risultati sono riportati nello stesso lavoro, ma non è risultato possibile pubblicarli.

I precedenti modelli partono dalle definizioni a priori dei materiali costituenti, e verificano a posteriori l'attinenza ai dati sperimentali. Van Rijn (2000), invece, partendo da una folta attività sperimentale relativa al Glare 3 e Glare 4B ed esaminando i dati caratteristici della prova di trazione in funzione del tipo di FML, spessore del metallo, segno del carico (trazione o compressione) e angolo tra la direzione di laminazione del metallo e l'asse di trazione (pari 0°, 90° o 45°), riproduce l'intera curva come assemblata di varie componenti. Le tensioni termiche non vengono tenute in conto, ritenendo l'autore che non siano visibili a "livello di laminato", e per tale ragione non sono infatti tenute in conto nel metodo del MVF. Nella figura 1.14 è riportato il confronto tra la previsione di Van Rijn e il metodo MVF, in termini di caratteristiche Modulo elastico, tensione di snervamento e resistenza ultima a trazione, per i laminati Glare 2A, Glare 3 e Glare 4A, in direzione parallela, L, e trasversale, T, alla direzione di laminazione del metallo.

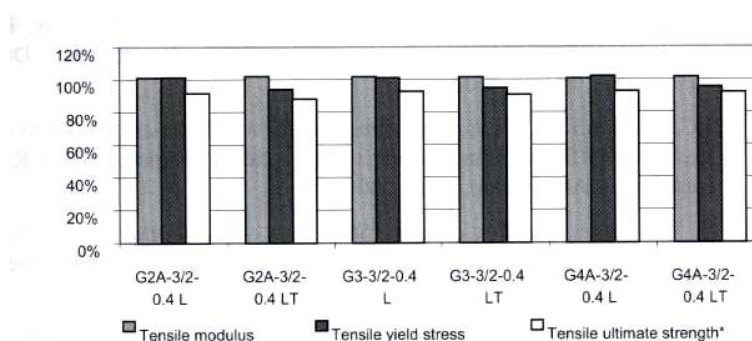


Figura 1.14: Confronto tra i valori caratteristici calcolati con il metodo di van Rijn e MVF Method.

Dalla figura precedente, si osserva che in termini di modulo elastico il metodo del "volume fraction" fornisce risultati praticamente coincidenti con l'architettura di calcolo elaborata da Van Rijn, mentre scostamenti, comunque inferiori al 20%, sono rilevabili in termini di tensioni previste. Ciò indica che è possibile determinare un metodo di calcolo che con buona accuratezza replica i dati previsti mediante il MVF.

Dalle figure precedenti è apprezzabile la bontà dei modelli uniassiali nel prevedere il comportamento a trazione monoassiale relativamente alle tipologie di Glare esaminate. Per ottenere una previsione più accurata è necessario considerare che il materiale soggetto a carico di trazione, comunque in ipotesi ideali di trazione puramente monoassiale e trascurando gli effetti di bordo, reagisce con uno stato piano di deformazione (biassiale).

1.5.2. Modelli bi-assiali

I modelli biassiali si basano sulla teoria della lamina classica (CLT) ed in virtù delle ipotesi di base (Jones, 1998) essa permette una accurata previsione per laminati fibra/matrice per i quali la plasticizzazione dell'elemento adesivo possa essere trascurata. Pertanto, il comportamento fortemente non-lineare dei FML può essere descritto mediante la CTL modificandola opportunamente. Ciononostante, alcuni autori hanno proposto differenti metodologie al fine estendere la teoria dei laminati ad applicazioni non-lineari.

Modelli basati sulla "flow rule"

Spesso, l'equazione costitutiva del laminato è espressa in forma incrementale ed il problema è risolto numericamente utilizzando l'interazione *step-by-step*, modellando il comportamento plastico mediante la teoria del flusso "flow rules". Di seguito i lavori che utilizzano tale procedura sono cronologicamente descritti.

Kenaga, Doyle e Sun (1987) descrivono la risposta a trazione dei laminati fibra di Boro/Alluminio mediante la formulazione elasto-plastica per materiali anisotropi. La Teoria Classica della Lamina è opportunamente modificata introducendo la funzione Potenziale Plastico (*"flow rules"*) per riprodurre la curva σ - ϵ relativa a più orientazioni della direzione di laminazione del metallo rispetto all'asse di trazione varianti tra 0° e 90°. I risultati in termini sono sinteticamente mostrati in figura 1.15, dove le curve continue sono state ottenute con l'ausilio di un programma di calcolo costruito ad hoc per l'implementazione del modello.

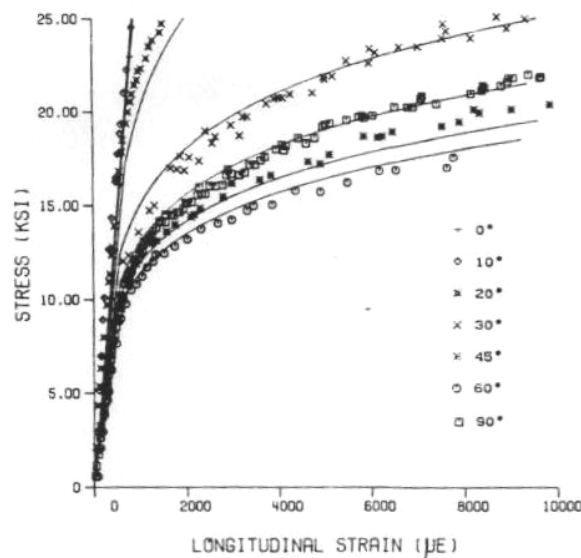


Figura 1.15: Previsione delle curve off-axis di Kenaga et.al. (1987) e confronto con i dati sperimentali (simboli) relativi ad un laminato Boro/Alluminio.

Chen e Sun (1989) mostrano che la relazione elasto-plastica stress-strain nell'ARALL può essere descritte fino a rottura mediante la CTL in cui venga inserito un modello plastico per il solo alluminio. Mentre il composito viene modellato con comportamento elastico lineare, l'alluminio necessita di una funzione potenziale plastico a tre costanti per essere correttamente modellato fino a rottura. I due modelli vengono combinati con la teoria della lamina che fornisce in tal modo la previsione cercata, confrontata in figura 1.16 con i relativi dati sperimentali.

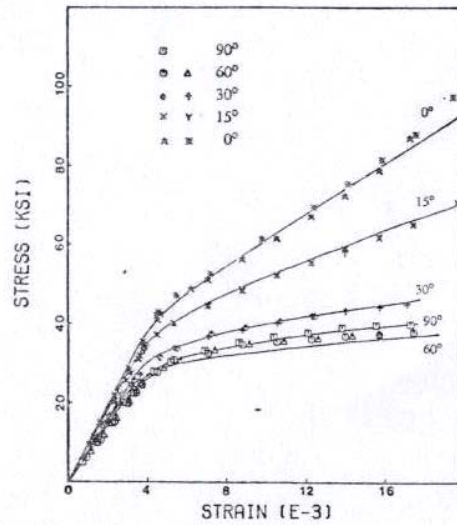


Figura 1.16: Previsione delle curve off-axis di Chen e Sun (1989) e confronto con i dati sperimentali (simboli) relativi al laminato ARALL 2.

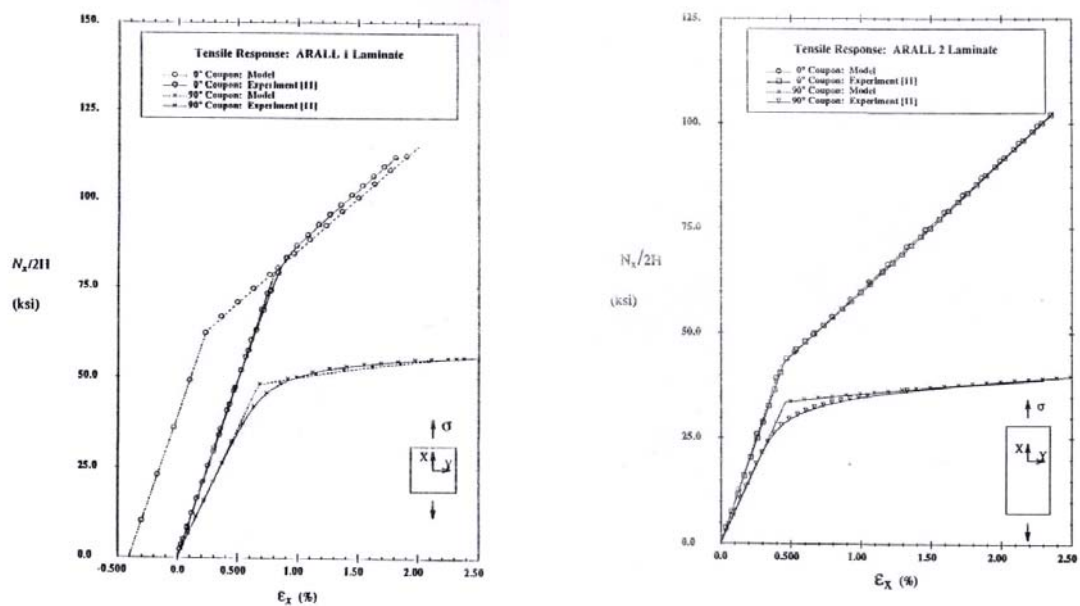


Figura 1.17: Previsione della curva s-e secondo modello di Hidde e Herakovich (1992) e confronto con i dati sperimentali relativi all' ARALL 1 (sinistra) e ARALL 2 (destra).

Hidde e Herakovich (1992) presentano un modello di previsione della risposta non lineare di laminati ibridi soggetti a carico termomeccanico. Il modello utilizza la Teoria della Lamina modificata

introducendo un termine aggiuntivo per considerare la deformazione plastica in ogni singola lamina. Tale deformazione viene essere determinata dagli autori mediante il modello di Bodner-Partom. La difficoltà del calcolo richiede l'ausilio di un programma costruito ad hoc, che consente di esaminare angolazioni anche diverse da quelle principali, sebbene i risultati numerici siano disponibili unicamente per tali direzioni. In figura 1.17, il modello numerico è confrontato con i risultati sperimentali relativi al ARALL 1 e ARALL2 nelle direzioni 0° e 90°, come indicato in legenda.

Più recente è il lavoro di Wu e Yang (2005) in cui la funzione potenziale plastico è adottata per descrivere il comportamento non lineare dell'alluminio presente nel Glare 4 e 5 esaminato nell'articolo. Il modello analitico è confrontato con i risultati del modello numerico agli elementi finiti e infine con i valori sperimentali derivati dalle prove di trazione condotte in direzione longitudinale e trasversale rispetto alla direzione di laminazione del metallo. I risultati in termini di curva σ - ϵ sono riportati in figura 1.18 per il particolare FML Glare 4-3/2.

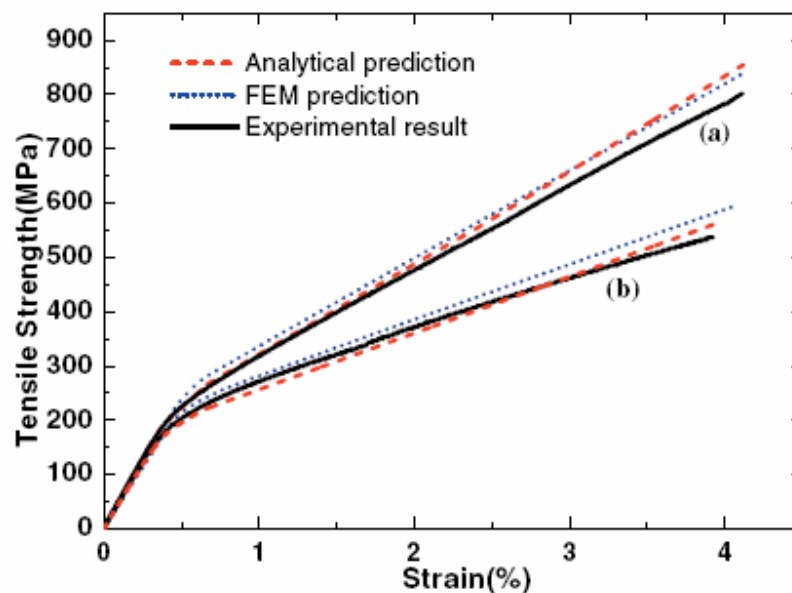


Figura 1.18: Curva σ - ϵ del GLARE 4-3/2 sottoposto a carico do trazione uniassiale in direzione longitudinale (a) e trasversale (b): confronto dati sperimentali e modello analitico e numerico di Wu e Yang (2005).

Modelli bilineari

Più semplici soluzioni basate su modelli bilineari sono state adottate da altri autori per prevedere le curve stress-strain di laminati ibridi approdando a risultati altrettanto buoni.

Alcune tipologie di laminato HTCL (Hybrid Titanium Composite Laminate), costituito da strati alterni di titanio e composito a matrice termoplastica, sono prese in esame nel lavoro di Veazie, Badir e Grover (1998). I risultati comprendono le curve stress-strain, resistenza ultima, modulo elastico longitudinale e la descrizione dei modi di rottura, presentando buoni accostamenti ai valori sperimentali raccolti. Il modello analitico implementato si basa sulla Classica Teoria della Lamina in cui è introdotta la non linearità del metallo considerando per esso un modello bilineare (definito da modulo elastico e modulo secante) e la rottura finale è prevista mediante il criterio di Tsai-Hill. A titolo di esempio nella figura 1.18 sono confrontati con i risultati sperimentali (prove di trazione eseguite a temperatura ambiente) con la previsione della curva σ - ϵ risposta del materiale sollecitato a trazione in condizioni termiche differenti per temperatura.

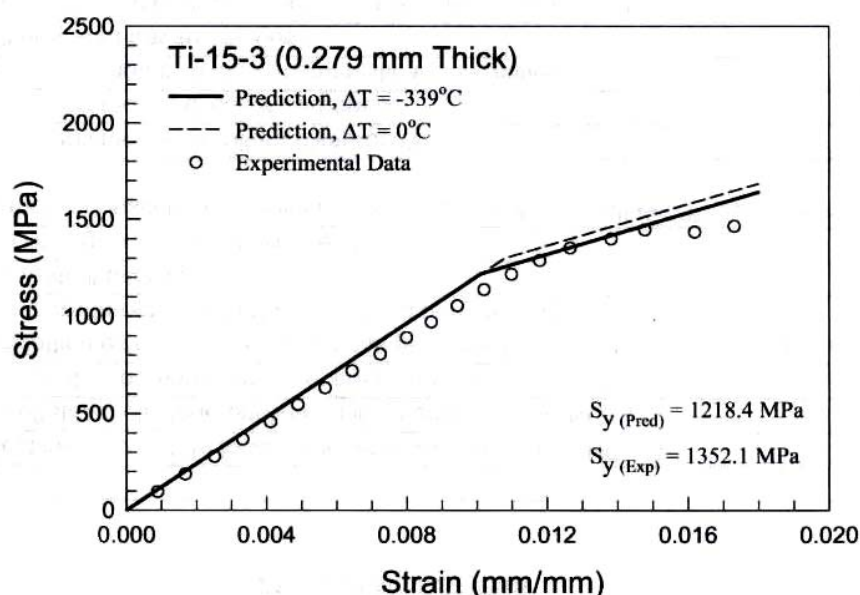


Figura 1.18: Curva σ - ϵ del laminato HTCL Ti-15-3 sottoposto a carico do trazione uniassiale - confronto dati sperimentali (Temperatura ambiente) e modello analitico di Veazie et al. (1998).

A fini del lavoro di tesi presentato, l'articolo di Kawai ed altri (1998) è risultato di notevole interesse, non solo per l'ampia casistica di dati sperimentali riportati ma soprattutto per il modello analitico suggerito. Gli autori affrontano il problema della corretta previsione della curva stress-strain di risposta del laminato ibrido Uni-Direzionale Glare 2, implementando un metodo semplice di interpretazione della forte non linearità introdotta dall'alluminio 2024-T3. La teoria della lamina è ampliata definendo due moduli dell'alluminio modellato come isotropo: il modulo di Young, in fase elastica, ed il modulo secante, in fase plastica. Il modello analitico viene ottimizzato per confronto con

i dati sperimentali. In prima ipotesi per le lamine di GFRP (Glass Fiber Reinforced Plastic), a comportamento elastico lineare, nessun tipo di rottura è prevista prima di raggiungere il valore di deformazione massima propria delle fibre, ottenendo in tal modo una sovrastima del tratto plastico (figura 1.19 a) . Successivamente la completa perdita di resistenza della lamina in composito viene introdotta non appena il criterio di Tsai Hill è soddisfatto (figura 1.19 b). La non perfetta aderenza alle curve sperimentali induce gli autori ad formulare una rottura parziale che simula il danneggiamento nella matrice, in seguito alla quale solamente le componenti trasversali della rigidità si annullano (figura 1.19c).

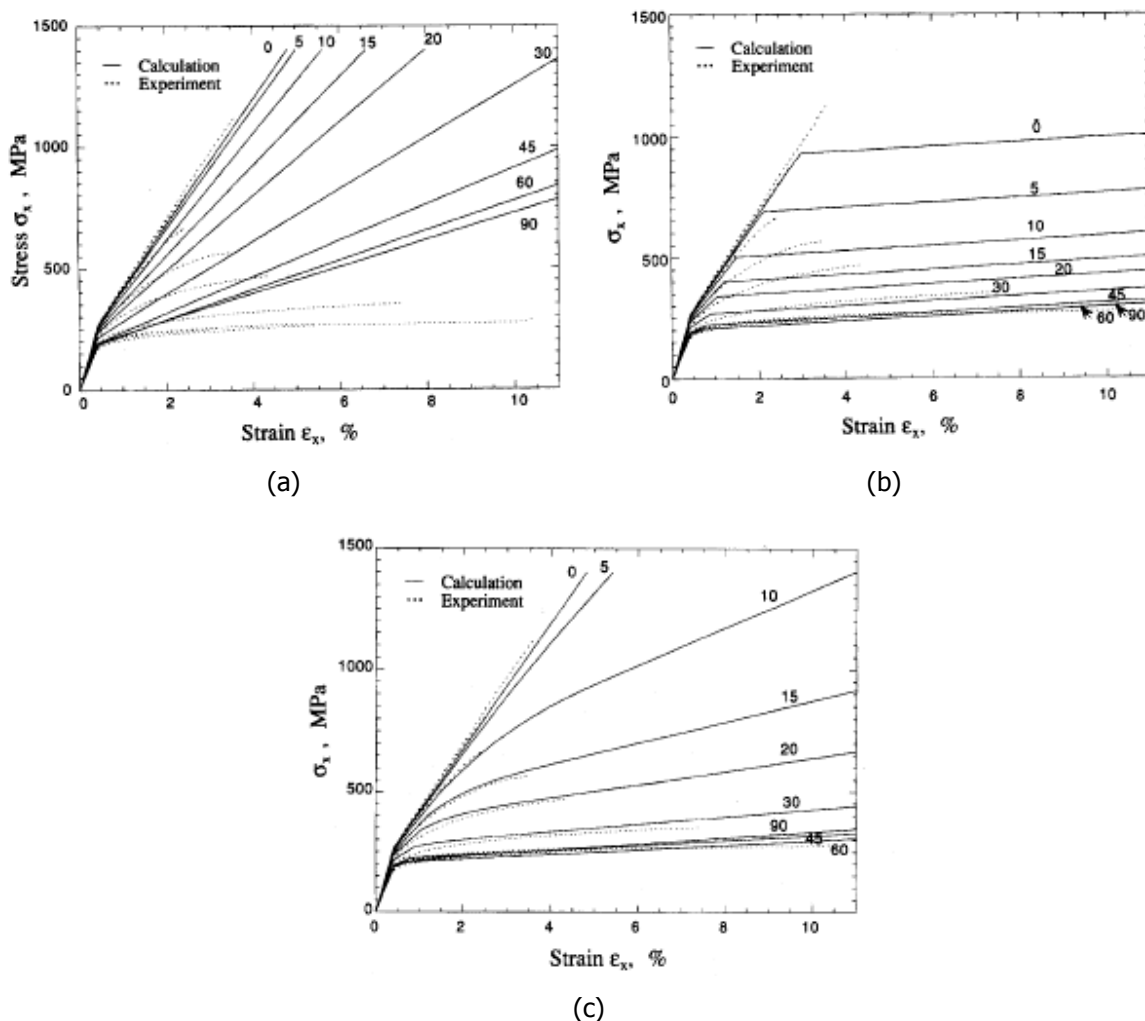


Figura 1.19: Confronto curve *off-axis* stress-strain sperimentali (curve tratteggiate) relative al GLARE 2 sottoposto a trazione uniassiale con il modello analitico di Kawai et al . (1998) con ipotesi per le lamine di GFRP di nessuna rottura (a), rottura completa (b) e rottura parziale (c).

Focalizzando l'attenzione sulla rottura tipica del laminato FGA, Kawai e collaboratori mostrano che è necessario prevedere l'evento rottura finale del laminato mediante un criterio multi-assiale, in particolare gli autori utilizzano il criterio Tsai Hill. Difatti, l'analisi della variazione della resistenza ultima in funzione della direzione θ del rinforzo, in figura 1.20, mostra chiaramente che, già in corrispondenza $\theta > 5^\circ$, la resistenza a trazione del Glare2 è più elevata della resistenza della singola lamina GFRP. Ciò indica che le lamine di prepregs sono soggette a danneggiamento e perdono la propria rigidità prima di una completa frattura del laminato ibrido.

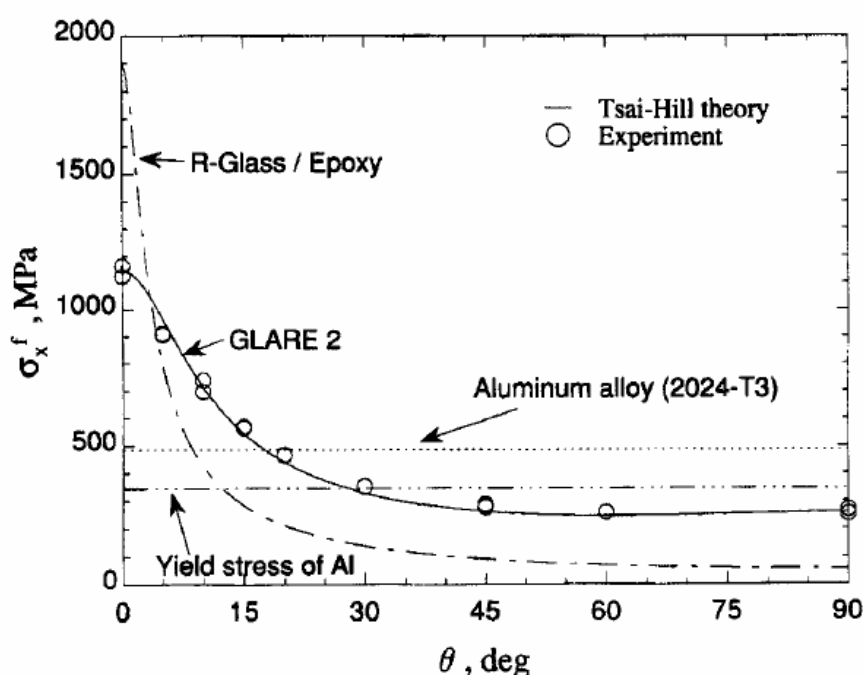


Figura 1.20: Resistenza ultima del laminato GLARE2 in funzione dell'orientazione θ del rinforzo rispetto all'asse di trazione. Confronto con i valori ultimi previsti per gli elementi costituenti alluminio e GFRP.

Ancora, nello stesso lavoro (Kawai et al., 1998), viene evidenziato che la previsione della resistenza finale del laminato è sensibilmente dipendente dalle caratteristiche di resistenza della singola lamina di vetroresina e da come esse vengono determinate. In particolare, la resistenza a taglio della lamina GFRP determinata mediante il "10° off axis test" (ISO 527) perviene ad una sottostima della resistenza ultima del laminato a trazione. Il complicato processo di evoluzione del danno nel laminato soggetto a carico di trazione, e quindi gli effetti della degradazione progressiva del danneggiamento inter e intra- lamina, diviene essenziale per la corretta previsione della curva stress-

strain fino a rottura. Nei successivo lavori relativi al comportamento a fatica del GLARE 2 (Kawai e collaboratori, 2001 e 2002), dunque, gli autori evidenziano che morfologia della superficie di rottura macroscopicamente dipende dall'orientazione del rinforzo, come mostrato in figura 1.21. Per piccole orientazioni dell'asse di rinforzo rispetto all'asse di trazione, $\theta = 0^\circ$ e 5° e 90° , la rottura finale occorre in prossimità dei tabs e si presenta perpendicolare al rinforzo, questo tipo di rottura è sostanzialmente guidata dalle fibre. Per orientazioni maggiori, la superficie di frattura si estende lungo la direzione del rinforzo, indicando, quindi, che la rottura finale è dovuta essenzialmente ai fenomeni che si verificano all'interfaccia fibra-matrice.

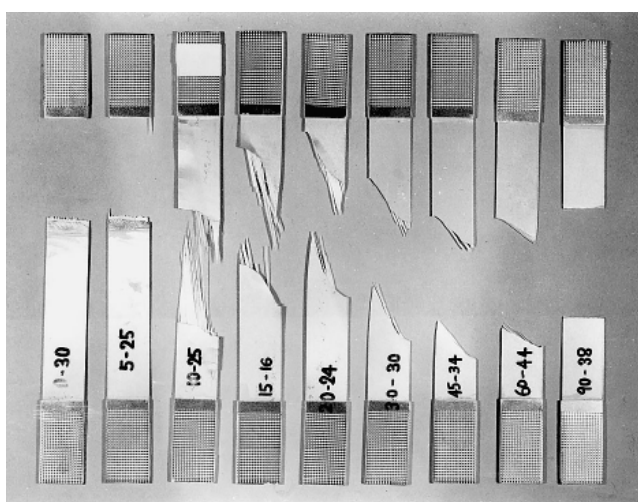
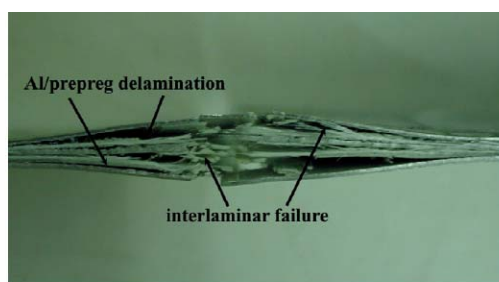
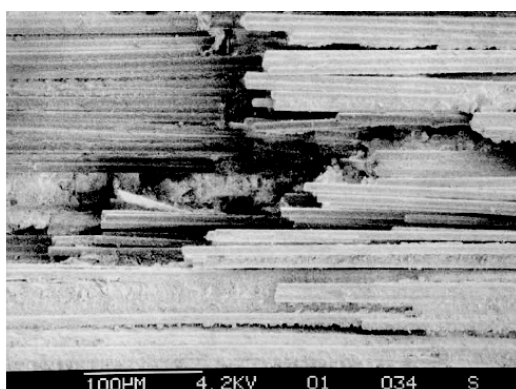


Figura 1.21: Morfologia delle superfici di frattura del laminato Glare2 soggetto a stress normale al variare della direzione di trazione θ (0° , 5° , 10° , 15° , 20° , 30° , 45° , 60° , 90°).

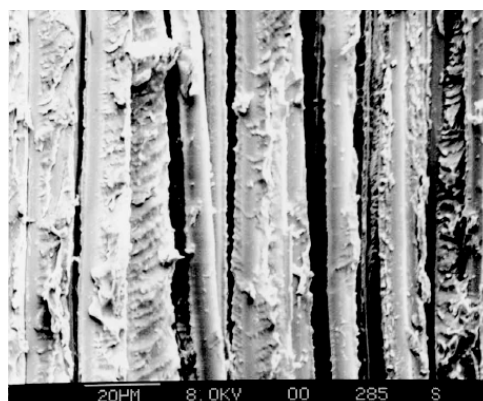
In seguito alle prove di fatica, gli autori riferiscono che per talune orientazioni fenomeni di delaminazione possono essere osservati. Anche quando si considera il semplice carico di trazione monoassiale, un'area più o meno ampia in prossimità della superficie di frattura può essere visualizzata. Difatti, Wu e Yang, nel già citato lavoro del 2005, evidenziano per il Glare 4 e 5 che la modalità di rottura a trazione è accompagnata da delaminazione evidenti (figura 1.22 a). In più, le lamine di GFRP, previa rimozione chimica dell'alluminio, sono sensibilmente danneggiate: nella lamina con rinforzo parallelo all'asse di trazione sono presenti rotture delle fibre e rotture all'interfaccia fibra-matrice (figura 1.22 b), mentre nelle lamine con rinforzo in direzione trasversale la matrice appare danneggiata e l'interfaccia fibre/epoxy delaminata (figura 1.22 c).



(a)



(b)



(c)

Figure 1.22: Morfologia della rottura del Glare 4 sollecitato a trazione secondo la direzione principale del composito: debonding inter/intra-laminare (a), rotture delle fibre nella lamina GFRP con rinforzo parallelo all'asse di trazione, rottura della matrice e all'interfaccia fibra/matrice nella lamina GFRP con rinforzo in direzione trasversale rispetto al carico (c).

Ognuna delle tecniche di previsione presentate soffre di alcune limitazioni. Molti dei modelli incrementali richiedono l'introduzione di costanti aggiuntive per definire il flusso plastico del metallo, oltre alle costanti caratteristiche di ogni materiale costituente necessarie per definire il comportamento meccanico della lamina. Pertanto, la procedura di calcolo risulta senz'altro complicata. I modelli bilineari, d'altro canto, risultano di semplice implementazione e sebbene per i laminati esaminati in ciascun lavoro si ottengono risultati soddisfacenti, la validità dei suddetti modelli non è verificata per casi generici, intendendo per materiali FML qualsiasi e per qualsiasi direzione di carico. Anche i risultati ottenuti mediante simulazione FEM non possono essere facilmente trasferiti a casi diversi da quelli esaminati.

Partendo dai suggerimenti dei vari autori, nei prossimi capitoli verrà esaminato il modello teorico alla base del programma di ricerca per la previsione del comportamento a trazione dei laminati FGA. Ovvero, si è cercato di riprodurre al meglio e in maniera semplice la curva sperimentale stress-strain fino a rottura, prevedendo tra l'altro anche la tipologia di frattura determinata dalla perdita di

resistenza del laminato. A tal fine una attenta ispezione delle superfici di frattura verrà proposta ed inoltre mediante l'analisi dell'emissione acustica del materiale soggetto a carico di trazione è stata utilizzata per individuare l'evoluzione dei cambiamenti microstrutturali che accompagnano la prova.

L'analisi dell'emissione acustica, EA, è una tecnica non distruttiva per monitorare in tempo reale la crescita del danno in componenti strutturali e prove di laboratorio. Nei materiali soggetti ad un carico di natura qualsiasi avviene un rilascio di energia di deformazione, in seguito a cambiamenti microstrutturali che innescano la propagazione di un'onda. Con l'emissione acustica, nei casi dei materiali compositi, molti meccanismi sono stati confermati come innesci di cricche nella matrice e il *debonding* all'interfaccia fibre-matrice (Ely e Hill, 1995). Questa tecnica permette non solo di localizzare la sorgente di emissione, ma anche di determinare la sua natura. Comunque, l'uso dell'EA necessita innanzitutto di comprendere la relazione tra il segnale registrato ed il processo di danno in analisi; ciò significa che la mera registrazione del segnale acustico da sola non permette di individuare un preciso meccanismo, ma deve essere accoppiata ad una successiva tecnica di controllo, distruttiva o meno, che accerti l'esistenza di un'evoluzione dello stato del materiale analizzato. E' senz'altro certo che il segnale contiene informazioni sull'attuale stato microstrutturale e in qualche maniera la relazione tra i parametri caratteristici dell'emissione acustica ed il meccanismo di danno può essere ricavata con dettagliate e laboriose analisi.

Molti autori hanno già lavorato in questo campo. Barrè e Benzeggagh (1994), testando dei provini di fibre di vetro in matrice di propilene, hanno riportato che il segnale acustico varia in corrispondenza della tipologia di danno del composito: l'ampiezza EA compresa nel range dai 40 ai 55 dB corrisponde alla nascita di cricche nella matrice, dai 65 ai 85 dB al *debonding*, 65-85 dB al *pull-out*, e 85-95 dB alla frattura delle fibre. Siziky e altri (1998) osservarono la seguente collocazione in termini di frequenza degli stessi fenomeni: *cracking* della matrice (30–150 kHz), *debonding* and *pull-out* delle fibre (180–290 kHz), rottura del rinforzo (300–400 kHz). Ancora, Bernes e Ramirez (1998), nell'analizzare i dati di EA sulla carboresina adoperarono la relazione tra ampiezza e durata del segnale, individuando che segnali di bassa durata e media ampiezza corrispondono a delaminazioni e *debonding*, mentre alta ampiezza e durata sono associati a rottura delle fibre.

In sede sperimentale è importante sottolineare che un singolo meccanismo di danneggiamento può provocare un ampio campo di segnali acustici (Prosser, 1995), che possono sommarsi a segnali innescati da una diversa sorgente. Non risultano, pertanto, di semplice interpretazione i risultati delle prove di EA. Una serie di autori negli anni hanno proposto metodi di analisi verificati per i materiali compositi (Ono, 1994, Fisher 1998, Yan 1999), ma in questo lavoro si è scelto di non addentrarsi in complesse metodologie. Tenendo presente l'obiettivo di implementare una semplice procedura di previsione del comportamento a trazione di laminati FGA, si è utilizzata l'analisi EA unicamente per relazionare quanto previsto tramite il modello teorico con un'efficace tecnica di valutazione.

CAPITOLO II

ANALISI: DALLA TEORIA CLASSICA DELLA LAMINA AL MODELLO DI PREVISIONE

In questo lavoro è presentata la possibilità di calcolare la risposta meccanica di un laminato FGA (FiberGlass/Aluminium). Viene adottata una semplice soluzione per modellare il comportamento dell'alluminio al di là del punto di snervamento : ad ogni passo di deformazione, il materiale è sostituito da un materiale "equivalente" elastico lineare, le cui costanti variano in accordo alla risposta sperimentale del materiale stesso. La procedura implementata è introdotta nella teoria classica della lamina, mediante cui è possibile dalla deformazione uniassiale passo per passo al corrispondente stato di tensione instaurato in ogni singola lamina.

Viene fornito, inoltre, una procedura per la previsione della rottura del laminato combinando criteri quadratici atti a definire le rotture parziali e finali caratteristiche delle lamine GFRP e criteri classici normalmente utilizzati per i metalli.

In seguito al processo di fabbricazione, descritto nel precedente paragrafo, il laminato FGA è caratterizzato da uno stato di tensione residua determinabile in modo corretto mediante le leggi della macromeccanica.

Nei seguenti paragrafi verranno descritti gli strumenti analitici implementati in un programma di calcolo compilato in VISUAL BASIC for APPLICATION (VBA) atto a prevedere la risposta a trazione, nonché le deformazioni residue dall'applicazione di un carico inferiore a quello di rottura, ed infine la risposta a taglio per un qualsivoglia laminato FGA.

2.1 La Teoria Classica della Lamina: equazione costitutiva della lamina

La Figura 2.1 riporta l'elemento infinitesimo di una lamina ortotropa, in cui gli assi indicati con 1 e 2 coincidono con le direzioni principali di ortotropia. Per una tale lamina, le relazioni che legano le tensioni e le deformazioni sono, in forma matriciale (Jones, 1998; Allen, 1969; Plantema, 1966; Vinson and Sierakowky, 1987; Visconti, 1980):

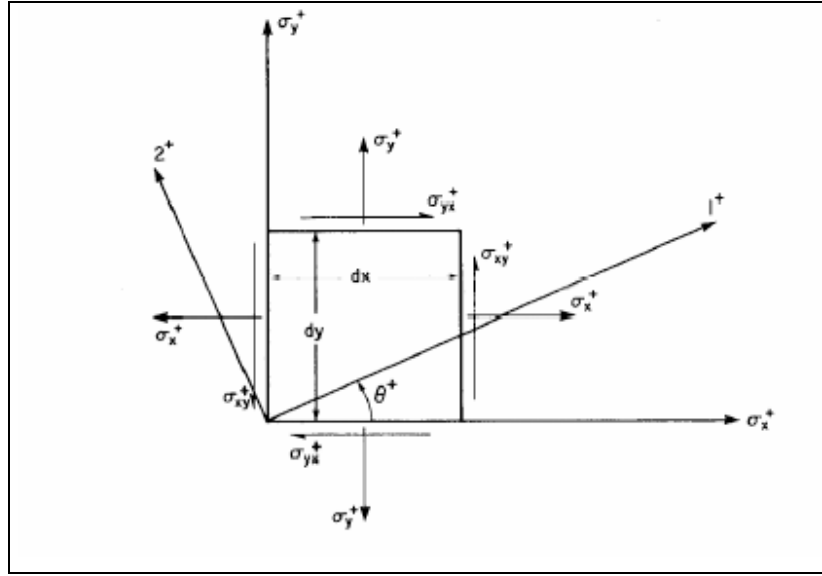


Figura 2.1: Elemento infinitesimo di una lamina e convenzioni per i segni prevalentemente adottate.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{13} & & & \\ Q_{21} & Q_{22} & Q_{23} & & & \\ Q_{31} & Q_{32} & Q_{33} & & & \\ & & & 2Q_{44} & & \\ & & & & 2Q_{55} & \\ & & & & & 2Q_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad (2.1)$$

L'equazione (2.1) viene ottenuta sfruttando la sola ipotesi di elasticità lineare. In essa, la direzione indicata come 3 è normale al piano di Fig. 12, mentre gli scorrimenti ε_4 , ε_5 , ε_6 sono quelli tensoriali, pari alla metà di quelli ingegneristici.

Le Q_{ij} della (2.1) sono legate alle costanti elastiche ingegneristiche attraverso le relazioni:

$$\begin{aligned} Q_{11} &= E_{11}(1 - \nu_{23}\nu_{32})/\Delta \\ Q_{22} &= E_{22}(1 - \nu_{13}\nu_{31})/\Delta \\ Q_{33} &= E_{33}(1 - \nu_{12}\nu_{21})/\Delta \\ Q_{44} &= G_{23} \\ Q_{55} &= G_{13} \\ Q_{66} &= G_{12} \\ Q_{12} &= E_{11}(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})/\Delta \\ Q_{13} &= E_{22}(\nu_{13} + \nu_{12}\nu_{23})/\Delta \end{aligned} \quad (2.2)$$

$$Q_{12} = E_{33}(v_{23} + v_{21}v_{13})/\Delta$$

Con la quantità Δ data da:

$$\Delta = 1 - v_{12}v_{21} - v_{13}v_{31} - v_{23}v_{32} - 2v_{13}v_{21}v_{32} \quad (2.3)$$

Le relazioni mostrate nelle (2.1), (2.1) sono quelle esatte. Soltanto quando si trascurano gli effetti nella terza direzione (direzione 3 di Fig. 2.2), disinteressandosi quindi dell'effetto del taglio, tutte le costanti ingegneristiche con l'indice 3 vengono azzerate, e si perviene alle ben note formule ridotte:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{21} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 2Q_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad (2.4)$$

Con

$$\begin{aligned} Q_{11} &= E_{11}/(1 - v_{12}v_{12}) \\ Q_{22} &= E_{22}/(1 - v_{12}v_{12}) \\ Q_{66} &= G_{12} \\ Q_{12} &= -v_{21}E_{11}/(1 - v_{12}v_{21}) \end{aligned} \quad (2.5)$$

che costituiscono la base per la costruzione della teoria della laminazione nella sua forma più classica.

Ovviamente, le eqq. (2.4), (2.5) possono essere trasformate secondo il sistema di coordinate generiche x-y-3 mediante la matrice [T] di trasformazione che, ponendo $m = \cos\theta$ ed $n = \sin\theta$, vale:

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -2 \sin \theta \cos \theta \\ -\sin \theta \cos \theta & \sin \theta \cos \theta & (\cos 2\theta - \sin 2\theta) \end{bmatrix} \quad (2.6)$$

Ponendo

$$[\bar{Q}] = [T]^{-1}[Q][T] \quad (2.7)$$

La (2.4) diviene

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{13} \\ \bar{Q}_{21} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{23} \\ \bar{Q}_{31} & \bar{Q}_{32} & \bar{Q}_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (2.8)$$

E le componenti della matrice \bar{Q} sono esplicitate come segue:

$$\begin{aligned}
 \bar{Q}_{11} &= Q_{11} \cos^4 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\
 \bar{Q}_{22} &= Q_{11} \sin^4 \theta + Q_{22} \cos^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\
 \bar{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{12} (\cos^4 \theta + \sin^4 \theta) \\
 \bar{Q}_{33} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) \\
 \bar{Q}_{13} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta \\
 \bar{Q}_{23} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta
 \end{aligned} \tag{2.9}$$

Da un punto di vista fisico, il comportamento di un materiale ortotropo, come la lamina, in condizioni di stato tensionale piano, si semplifica soltanto quando lo si consideri riferendosi agli assi di ortotropia; se, al contrario, gli assi di riferimento assunti non coincidono con quelli di ortotropia, il materiale è elasticamente equivalente ad un materiale anisotropo, e presenta effetti di mutua induzione tra carichi traenti (taglienti) e deformazioni taglienti (traenti), a causa della presenza di coefficienti di mutua influenza \bar{Q}_{16} e \bar{Q}_{26} .

Per ridurre gli sforzi di taglio che si generano sotto l'azione di un carico traente si sovrappongono fra loro più lamine con fibre orientate opportunamente, fino ad annullare totalmente tale effetto sovrapponendo 4 lamine con le fibre sfasate fra loro di 45° .

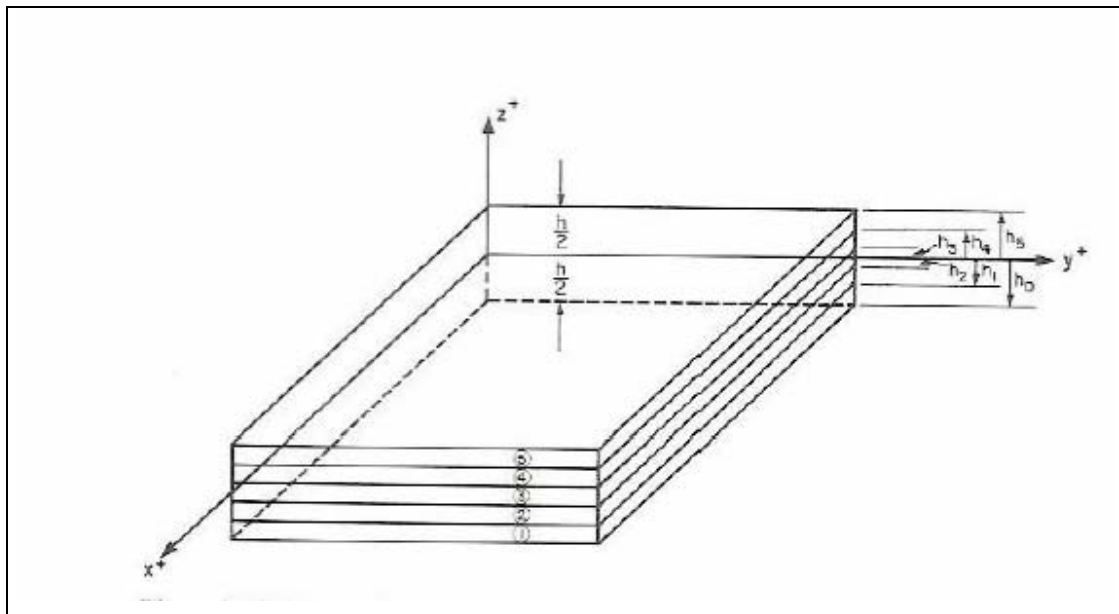


Figura 2.2: Laminato e sistema di riferimento utilizzato.

Per trovare le relazioni che legano le sollecitazioni nelle singole lamine di un laminato ai cimenti meccanici esterni (forze normali N , momenti M , forze taglienti Q) che insistono su una generica sezione trasversale, nel caso dei compositi, come per i materiali isotropi, si ritiene normalmente valida l'ipotesi di Kirchhoff. Si assume cioè che un elemento rettilineo disposto perpendicolarmente al piano medio geometrico del laminato (cioè il piano x - y di Fig. 2.2) prima della deformazione, in seguito all'applicazione dei carichi possa subire tutt'al più una rotazione e una traslazione, rimanendo tuttavia: a) rettilineo e, b) normale al piano medio. L'espressione analitica di questa ipotesi è la seguente:

$$\begin{aligned} u(x,y,z) &= u_0(x,y) + z \alpha(x,y) \\ v(x,y,z) &= v_0(x,y) + z \beta(x,y) \\ w(x,y,z) &= w_0(x,y) \end{aligned} \quad (2.10)$$

La terza delle (2.10) indica semplicemente che gli spostamenti nella direzione z sono uguali per tutti i punti contraddistinti da una stessa posizione nel piano x - y . Le prime due delle (2.10) legano invece linearmente lo spostamento lungo lo spessore a quello del piano medio (rappresentato da u_0 , v_0), attraverso un'unica rotazione per ogni asse (α, β) , indipendente da z .

E' quindi escluso che una sezione possa ingobbirsi, come invece avviene tipicamente sotto l'effetto di un carico tagliente. Ovviamente, l'ipotesi di Kirchhoff comporta un'approssimazione che diventa inaccettabile quando si voglia mettere in evidenza proprio questo effetto. Il vantaggio dell'ipotesi racchiusa nell'eq. (2.10) consiste tuttavia nella semplicità della soluzione che da essa si può sviluppare.

Ricordando che, per definizione:

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \partial u / \partial x \\ \varepsilon_y &= \partial v / \partial y \\ \gamma_{xy} &= \partial u / \partial y + \partial v / \partial x \end{aligned} \quad (2.11)$$

sostituendo le (2.10) nelle (2.11):

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \varepsilon_{0x} + z k_x \\ \varepsilon_y &= \varepsilon_{0y} + z k_y \\ \gamma_{xy} &= \gamma_{0xy} + z k_{xy} \end{aligned} \quad (2.12)$$

Nelle (2.12), il pedice "o" nei simboli ε_{0x} , ε_{0y} , γ_{0xy} denota le deformazioni unitarie del piano medio, mentre k_x , k_y , k_{xy} sono le curvature.

Si noti che secondo l'ipotesi di Kirchhoff tutti i punti di una generica sezione trasversale sono caratterizzati dallo stesso scorrimento.

Le (2.12) sostituite nella (2.8) forniscono:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{13}} \\ \overline{Q_{21}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{23}} \\ \overline{Q_{31}} & \overline{Q_{32}} & \overline{Q_{33}} \end{bmatrix}_i \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{Bmatrix} + z_i \begin{Bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{Bmatrix} \quad (2.13)$$

A questo punto si possono fare due osservazioni:

- 1) le relazioni trovate sono valide per laminati piani;
- 2) potendo essere i termini della matrice $[Q]$ differenti per ogni lamina, la variazione delle tensioni attraverso il laminato non è necessariamente lineare, anche quando la variazione di deformazione lo fosse.

Considerando un laminato di spessore $2h$ e di larghezza b unitaria come rappresentato in figura 2.3 (si è assunta una terna destrorsa), le forze ed i momenti risultanti in un laminato, possono essere ottenuti dalle integrazioni su tutto lo spessore del laminato, delle tensioni agenti; si ha:

$$\begin{aligned} N_x &= \int_{-h}^h \sigma_x dz \\ N_y &= \int_{-h}^h \sigma_y dz \\ M_x &= \int_{-h}^h \sigma_x z dz \\ M_y &= \int_{-h}^h \sigma_y z dz \\ N_{xy} &= \int_{-h}^h \tau_{xy} dz \\ M_{xy} &= \int_{-h}^h \tau_{xy} z dz \end{aligned} \quad (2.14)$$

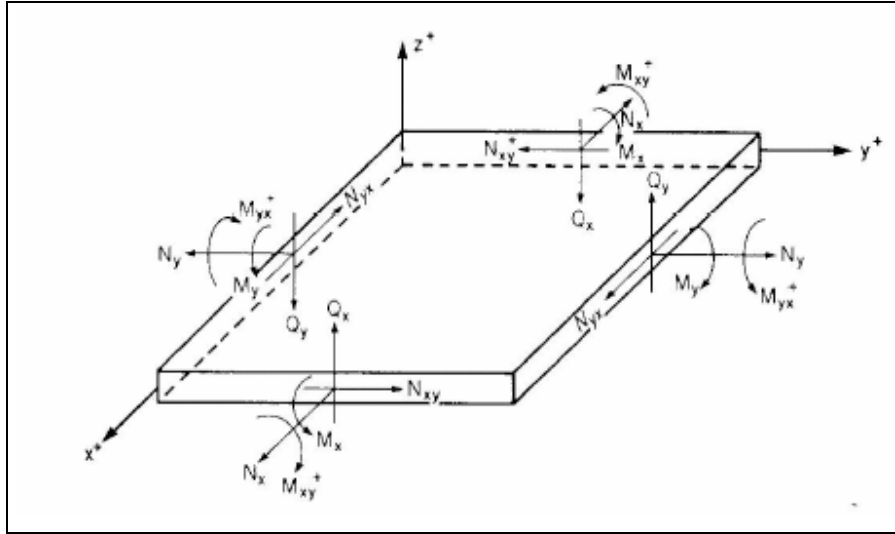


Figura 2.3: Convenzione impiegata per i segni positivi dei cimenti meccanici.

Si deve osservare che, con diversa notazione rispetto a quanto avviene normalmente, il momento M_x è il momento dovuto alle σ_x , M_y alle σ_y ed M_{xy} alle τ_{xy} .

Sono positivi i momenti M_x , M_y , M_{xy} per i quali le lamine a z positive, cioè al di sopra del piano mediano, sono assoggettate rispettivamente a σ_x , σ_y , τ_{xy} positive.

Nelle espressioni (2.14), si può sostituire all'integrale esteso a tutto lo spessore, la sommatoria degli integrali, ciascuno esteso allo spessore $(h_i - h_{i-1})$ della lamina i -esima, come mostrato in figura (2.2).

ottenendo in forma contratta:

$$[N] = \sum_{i=1}^{N_0} [\bar{Q}]_i (h_i - h_{i-1}) [\varepsilon^0] + \sum_{i=1}^{N_0} \left[\bar{Q}]_i \left(\frac{h_i^2 - h_{i-1}^2}{2} \right) \right] [k] \quad (2.15)$$

$$[M] = \sum_{i=1}^{N_0} \left[\bar{Q}]_i \left(\frac{h_i^2 - h_{i-1}^2}{2} \right) \right] [\varepsilon^0] + \sum_{i=1}^{N_0} \left[\bar{Q}]_i \left(\frac{h_i^3 - h_{i-1}^3}{3} \right) \right] [k]$$

A questo punto fatte le posizioni

$$\begin{aligned} A_{ij} &= \sum_{i=1}^{N_0} (\bar{Q}_{ij})_i (h_i - h_{i-1}) \\ B_{ij} &= 1/2 \sum_{i=1}^{N_0} (\bar{Q}_{ij})_i (h_i^2 - h_{i-1}^2) \\ C_{ij} &= 1/3 \sum_{i=1}^{N_0} (\bar{Q}_{ij})_i (h_i^3 - h_{i-1}^3) \end{aligned} \quad (2.16)$$

si può scrivere:

$$[N] = [A][\varepsilon^0] + [B][K] \quad (2.17)$$

$$[M] = [B][\varepsilon^0] + [D][K] \quad (2.18)$$

dove le matrici $[A]$ $[B]$ e $[D]$ sono definiti dagli elementi generici A_{ij} , B_{ij} , D_{ij} .

L'equazione costitutiva del laminato può quindi scriversi in forma simbolica:

$$\begin{bmatrix} N \\ \dots \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ \dots & \dots \\ B & D \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \dots \\ k \end{bmatrix} \quad (2.19)$$

Questa relazione calcola i carichi per unità di larghezza conoscendo le deformazioni del piano medio del laminato; nei casi reali sono generalmente noti i carichi, i momenti e le forze applicate agenti sulla struttura e si desidera conoscere le deformazioni indotte: bisogna quindi invertire le (2.19).

Dall'analisi dell'equazione costitutiva del laminato si rileva come l'applicazione di un momento provochi oltre ad una deformazione di curvatura, una deformazione da taglio e da sforzo normale; analogamente l'applicazione di uno sforzo normale provoca anche una deformazione torsionale e flessionale. Una situazione del genere è sicuramente incompatibile con l'utilizzo dei laminati; si possono però eliminare almeno in parte questi effetti d'accoppiamento realizzando dei laminati con un'opportuna disposizione di lamine.

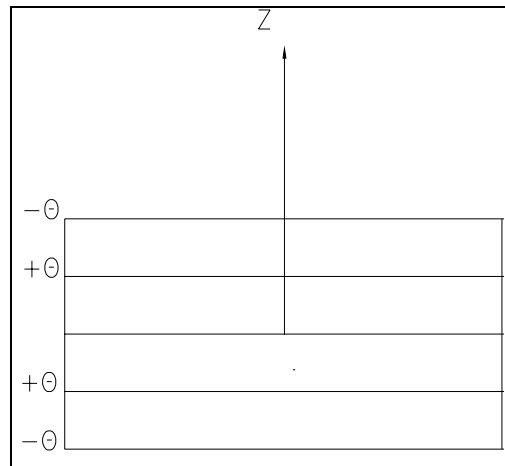


Figura 2.4: Laminato simmetrico.

Considerando il piano medio di un laminato, disposto come in figura 2.4, l'elemento generico della matrice $[B]$ è nullo se lamine di stesso materiale, spessore ed angolazione, vengono disposte simmetricamente rispetto al piano medio del laminato: infatti, per ogni coppia di lamine disposta

simmetricamente, si ha che sono uguali i termini Q_{ij} , mentre assume valore uguale ed opposto il termine $(h_i^2 - h_{i-1}^2)$; un laminato siffatto è detto simmetrico. Si può quindi dire che in un laminato simmetrico, si è eliminato l'effetto di accoppiamento tra i momenti e i carichi normali. L'equazione costitutiva 2.19 diviene:

$$\begin{bmatrix} N \\ \dots \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & 0 \\ \dots & \dots \\ 0 & D \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \dots \\ k \end{bmatrix} \quad (2.20)$$

Dalla (2.20) si ricava facilmente:

$$[N] = [A][\varepsilon^0] \quad (2.21)$$

che scritta in forma estesa fornisce:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{21} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (2.22)$$

Si nota che, un laminato simmetrico non ha ancora un comportamento ortotropo, infatti esistono ancora effetti di mutua induzione tra i carichi nel piano, poiché si ha, nel caso di laminati simmetrici, una deformazione di taglio applicato un carico normale. Per eliminare tali effetti bisogna annullare i termini A_{16} e A_{26} ; se si considera l'espressione del termine generico A_{ij} , il termine $(h_i - h_{i-1})$ è sempre positivo, ma l'inversione del segno dell'angolo θ comporta l'inversione dei segni dei termini Q_{16} e Q_{26} ; risulta che per due lamine disposte da lati opposti rispetto al piano medio del laminato dello stesso materiale, spessore ma con orientazione opposta, il termine $(h_i - h_{i-1})$ è uguale mentre uguali ed opposti sono i termini $(Q_{16})_i$ e $(Q_{26})_i$. Pertanto, se si dispongono tante lamine a $+\theta$ per quante sono quelle disposte a $-\theta$, i termini A_{16} e A_{26} sono nulli.

Un laminato che verifica questa condizione è detto equilibrato.

L'equazione di un laminato simmetrico ed equilibrato è quindi:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{21} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (2.23)$$

in modo analogo si può dire che affinché il materiale possa ritenersi ortotropo rispetto ai momenti, deve accadere che i termini D_{16} e D_{26} si annullino; considerando l'espressione del termine generico della matrice $[D]$ si ha che essendo la differenza $(h_i^3 - h_{i-1}^3)$ sempre positiva, ma per due lamine disposte simmetricamente con orientazione opposta i termini Q_{16} e Q_{26} hanno segno contrario; risulta che per un laminato del tipo $+\theta/-\theta // +\theta/-\theta$, detto emisimmetrico, i termini D_{16} e D_{26} sono nulli; è chiaro che per un siffatto laminato non possono essere rispettate le condizioni di simmetria e quindi non sono stati eliminati gli effetti di accoppiamento tra carichi nel piano e i momenti.

Si nota però che, ferme restando le condizioni di simmetria, si possono rendere minimi gli effetti di accoppiamento fuori dal piano, facendo in modo che i termini D_{16} e D_{26} acquistino un valore particolarmente basso: questo accade allontanando le lamine dal piano medio del laminato, creando così le strutture "sandwich", in cui si pone al centro del laminato un "core", in genere a nido d'ape, o schiuma polimerica, che ha solo la funzione di legare le due parti simmetriche del laminato.

Menzione particolare merita il laminato formato da sole due lamine orientate a 0° e 90° : tale laminato detto comunemente "cross-ply" gode di ortotropia speciale, essendo contemporaneamente nulli i termini A_{16} , A_{26} , D_{16} , D_{26} .

Carichi termici dei laminati

Una variazione di temperatura causa in un corpo una variazione delle sue dimensioni proporzionale alla variazione di temperatura stessa ed alle dimensioni iniziali. La deformazione termica ϵ^T è uguale al prodotto del coefficiente termico α del corpo per la variazione di temperatura ΔT : $\epsilon^T = \alpha \Delta T$.

Nel caso di un materiale ortotropo, così come in una lamina unidirezionale, il coefficiente di dilatazione, come anche le altre proprietà, cambia con la direzione. Una variazione di temperatura ΔT darà così una diversa deformazione termica nelle due direzioni longitudinale e trasversale:

$$\begin{aligned}\epsilon_1^T &= \alpha_1 \Delta T \\ \epsilon_2^T &= \alpha_2 \Delta T\end{aligned}\tag{2.24}$$

dove α_1 e α_2 sono i coefficienti di dilatazione termica in direzione longitudinale e trasversale.

Le deformazioni termiche possono anche riferirsi ad un arbitrario sistema di coordinate, come ad esempio il sistema x-y; in tal caso la legge di trasformazione per il coefficiente di dilatazione termica diviene:

$$\begin{bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ 1/2\alpha_{xy} \end{bmatrix} = [T] \begin{bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ 0 \end{bmatrix}\tag{2.25}$$

dove α_{xy} un coefficiente apparente di taglio termico e $[T]$ è la matrice di trasformazione.

Da quanto detto, segue che le deformazioni termiche possono essere direttamente scritte in termini di coefficienti di dilatazione termica trasformati come:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_x \Delta T \\ \alpha_y \Delta T \\ \alpha_{xy} \Delta T \end{bmatrix} \quad (2.26)$$

Se il corpo è libero di espandere, curvare o torcere, una deformazione termica non produce forze o momenti risultanti. Una singola lamina in un laminato non é completamente libera di deformarsi, in quanto la sua deformazione è influenzata dalle altre lamine: ogni lamina tende ad impedire la deformazione di quelle adiacenti e tale azione vincolare induce tensioni interne in tutte le lamine.

Considerando tre lamine, come in figura 2.5 : le lamine 1 e 3 abbiano lo stesso coefficiente di dilatazione. Ammettendo che le tre lamine siano libere di deformarsi liberamente in seguito ad una variazione di temperatura, si constaterà come le deformazioni indotte siano tra loro differenti.

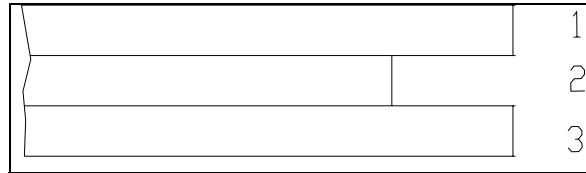


Figura 2.5: Interazioni tra lamine

Quando si considera un laminato, le lamine non sono libere di deformarsi e sono costrette ad assumere tutte la stessa dimensione; così le lamine 1 e 3 agiranno sulla lamina 2 facendola allungare e la lamina 2 agirà a sua volta sulle altre facendo loro assumere una dimensione minore. A seguito di questa situazione si ha che la lamina 2 sarà soggetta a tensioni di trazione e le lamine 1 e 3 a tensioni di compressione.

Tali deformazioni meccaniche, ε^M , inducono tensioni termiche che si calcolano nel modo seguente per ogni lamina:

$$[\sigma]^T = [\bar{Q}] \cdot [\varepsilon^M] \quad (2.27)$$

La matrice $[\varepsilon^M]$ è esprimibile come differenza:

$$[\varepsilon^M] = \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \varepsilon_x^T \\ \varepsilon_y^T \\ \varepsilon_{xy}^T \end{bmatrix} \quad (2.28)$$

dove le ε sono le deformazioni totali che sostituite nell'equazione costitutiva danno luogo:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x^T \\ \sigma_y^T \\ \gamma_{xy}^T \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{21}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{61}} & \overline{Q_{62}} & \overline{Q_{66}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 + zK_x - \alpha_x \Delta T \\ \varepsilon_y^0 + zK_y - \alpha_y \Delta T \\ \gamma_{xy}^0 + zK_{xy} - \alpha_{xy} \Delta T \end{bmatrix} \quad (2.29)$$

Nell'equazione (2.29) le deformazioni del piano medio $[\varepsilon^0]$ e le curvature $[K]$ non sono note, ma possono essere valutate considerando il fatto che le tensioni $[\sigma^T]$ non sono dovute a forze esterne reali ma solo fittizie. Sostituendo l'equazione (2.29) nelle equazioni suddette, integrando ed uguagliando a zero, si ottiene:

$$[N^T] = [A][\varepsilon^0] + [B][K] \quad (2.30)$$

$$[M^T] = [B][\varepsilon^0] + [D][K]$$

dove risulta:

$$\begin{bmatrix} N_x^T \\ N_y^T \\ N_{xy}^T \end{bmatrix} = \Delta T \sum_{i=1}^{N_0} \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{21}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{61}} & \overline{Q_{62}} & \overline{Q_{66}} \end{bmatrix}_i \begin{bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{bmatrix}_i (h_i - h_{i-1}) \quad (2.31)$$

$$\begin{bmatrix} M_x^T \\ M_y^T \\ M_{xy}^T \end{bmatrix} = \Delta T / 2 \sum_{i=1}^{N_0} \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{21}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{61}} & \overline{Q_{62}} & \overline{Q_{66}} \end{bmatrix}_i \begin{bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{bmatrix}_i (h_i^2 - h_{i-1}^2) \quad (2.32)$$

dove h_i ed h_{i-1} , definiscono la posizione della lamina nel laminato.

Le forze $[N^T]$ ed i momenti $[M^T]$, sono delle forze e dei momenti fittizi che producono le deformazioni del piano mediano $[\varepsilon^0]$ e $[K]$. Tali forze e momenti fittizi, sono generalmente chiamate forze e momenti termici e sono soggetti alle stesse regole delle forze esterne; così un laminato soggetto ad una variazione termica, può essere analizzato come se fosse soggetto a forze e momenti esterni in due modi:

a) le tensioni indotte dalla variazione di temperatura e quelle indotte dalle forze e momenti esterni reali, possono essere valutate separatamente e poi addizionate per ottenere le tensioni risultanti;

b) le forze ed i momenti termici, possono essere valutati con le equazioni (2.31) e (2.32) ed addizionate alle forze ed ai momenti esterni; le tensioni in ogni singola lamina sono allora ottenute dalla (2.19) in cui le deformazione del piano medio del laminato sono date dall'equazione:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \dots \\ K \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A^I & B^I \\ \dots & \dots \\ H^I & D^I \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_R \\ \dots \\ M_R \end{bmatrix} \quad (2.33)$$

dove, in modo più esplicito, è:

$$\begin{bmatrix} N_R \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} N_x + N_x^T \\ N_y + N_y^T \\ N_{xy} + N_{xy}^T \end{bmatrix} \quad \begin{bmatrix} M_R \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} M_x + M_x^T \\ M_y + M_y^T \\ M_{xy} + M_{xy}^T \end{bmatrix} \quad (2.34)$$

Le tensioni termiche sono indotte nella lamina ogni qual volta la temperatura del laminato differisce dalla temperatura del suo stato libero ed inevitabilmente presenti come conseguenza della fabbricazione dei laminati in composito, essendo causate dalla variazione di diverse decine di gradi tra la temperatura di fabbricazione e quella ambiente.

Le tensioni termiche prodotte raffreddando il laminato dopo la fabbricazione, sono anche chiamate "tensioni residue" o "tensioni di ciclo". In ogni caso queste tensioni possono essere sufficientemente grandi da influenzare la resistenza del laminato e non possono quindi essere trascurate in fase di progetto. Si deve notare che le tensioni residue causate dalla fabbricazione, sono create perfino in una lamina se la matrice e le fibre hanno differenti coefficienti di dilatazione termica.

In tutti i casi pratici la matrice ha un coefficiente di dilatazione termica maggiore di quello delle fibre, per cui essa assoggetta le fibre a compressione. Per le frazioni volumetriche di fibre usualmente utilizzate, la matrice sarà assoggettata, all'interfaccia di separazione, ad una tensione di compressione e ad una tensione tangenziale. La tensione di compressione agisce contro l' interfaccia ed aiuta la tensione tangenziale a trasferire il carico esterno alle fibre, mediante la presenza di forze d'attrito. Per evitare che le tensioni residue assumano valori troppo elevati, è opportuno durante il raffreddamento. del manufatto, controllare il ciclo tecnologico affinché la velocità di raffreddamento non raggiunga valori troppo elevati.

Si deve ancora notare che in un laminato non simmetrico, una variazione di temperatura indurrà, oltre ad una dilatazione, anche una curvatura per gli effetti di accoppiamento (o di mutua influenza) descritti.

2.2 L'alluminio: il comportamento a trazione

La teoria della lamina è applicabile per i soli materiali Hookeiani. Un laminato FGA soggetto a trazione fornisce una curva σ - ε fortemente non lineare, comportamento dovuto alla presenza dell'alluminio che raggiunge il proprio valore di snervamento prima che il materiale giunga a rottura.

Partendo dalle considerazioni fatte nel primo capitolo circa i modelli analitici presenti in letteratura, le seguenti osservazioni mirano a determinare un metodo di calcolo semplice per la previsione della risposta ad una carico di trazione delle lamine di metallo e quindi del laminato nel suo complesso. L'aggettivo semplice è da riferirsi alla matematica richiesta dal modello di previsione, in altri termini al numero di costanti necessarie per la definizione del comportamento meccanico. Come esposto nel precedente paragrafo, le sole quattro costanti modulo elastico longitudinale e trasversale, modulo di taglio e modulo di Poisson sono sufficienti per descrivere il comportamento meccanico di un laminato ortotropo fibra-matrice, mentre due sole (modulo elastico e modulo di poisson) basterebbero per un materiale a comportamento isotropo in campo elastico.

La più semplice formulazione di plasticità perfetta a tre costanti (moduli di Young, modulo di Poisson e tensione di snervamento) non fornisce un'esatta previsione, mentre il modello bilineare, che necessita della costante aggiuntiva modulo secante, produce ovviamente una curva σ - ε del FGA a sua volta bilineare e caratterizzata quindi da un punto di discontinuità nel ginocchio di plasticizzazione, zona questa di particolare importanza in progettazione.

In questa sede si propone di modificare la teoria della lamina per modellare il comportamento in elastico dell'alluminio, sostituendolo con un materiale equivalente governato da una semplice equazione costitutiva.

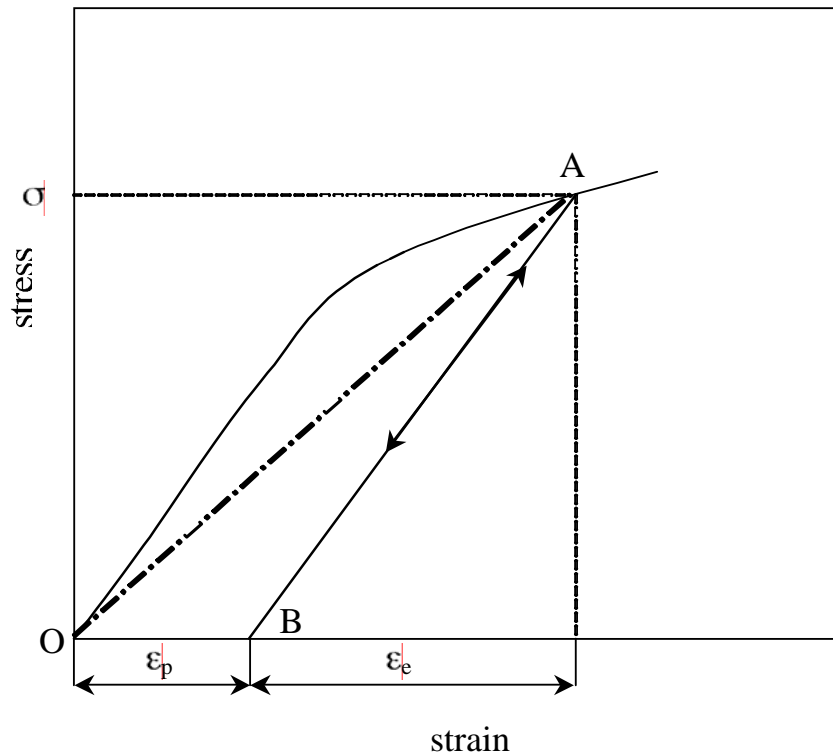


Figura 2.6: Generica curva stress-strain di un materiale elasto-plastico.

La figura 2.6 mostra qualitativamente una tipica curva tensione-deformazione di una lega di alluminio. Come usuale, si suppone che se il materiale viene caricato fino ad un generico punto A locato al di là del punto di snervamento, scaricando segue una segmento parallelo alla fase elastica iniziale (tratto AB). Comunque, dopo la fase di azzeramento del carico una aliquota della deformazione, indicata in figura con ε_e , viene recuperata, mentre il complemento ad ε (deformazione raggiunta nel punto A) permane nel materiale. Questa ultima aliquota è detta deformazione residua plastica ed è indicata in figura con ε_p . Si suppone, inoltre, che al successivo ricarico il materiale segue esattamente il percorso BA e nel punto A viene ristabilito lo stesso stato di deformazione archiviato durante il primo ciclo di carico.

Indicando con ΔV_i la variazione volumetrica per unità di volume al generico punti "i", si ha:

$$\Delta V_B = \Delta V_O = 0 \quad (2.35)$$

ad esempio, la variazione volumetrica è nulla dopo il ciclo carico-scarico. Di conseguenza, trascurando i termini di ordine superiore, ΔV_a può essere calcolata mediante la nota equazione espressa dalla (2.36):

$$DV_A = e_e + 2e_t \quad (2.36)$$

dove e_t è la deformazione trasversale in corrispondenza della deformazione e_e .

La formula (2.36) in termini di modulo elastico, E_{al} , e modulo di Poisson, ν_{al} , dell'alluminio in fase elastica può essere riscritta secondo la (3.37):

$$\Delta V_A = \frac{\sigma}{E_{al}} (1 - 2\nu_{al}) \quad (2.37)$$

Con σ indicante il livello di tensione monoassiale nel punto A (Figura 2.6). Naturalmente l'equazione (2.37) presuppone che il materiale abbia comportamento isotropo.

Considerando ora un materiale linearmente elastico il cui modulo, E_{eq} , coincide con il modulo secante rispetto all'origine, ad esempio, nel punto A, E_{eq} è rappresentato dal segmento linea-punto OA. Nel punto A, la variazione volumetrica per unità di volume sarà:

$$\Delta V_{Aeq} = \frac{\sigma}{E_{eq}} (1 - 2\nu_{eq}) \quad (2.38).$$

Questo materiale sarà definito "equivalente" al reale alluminio. L'equivalenza è assicurata nel momento in cui si ipotizza che in corrispondenza di stesso stato tensionale, rappresentato dalla tensione monoassiale σ , il materiale reale e quello ad esso equivalente saranno caratterizzati dalla stessa variazione di volume, ovvero:

$$\Delta V_{Aeq} = \Delta V_A \quad (2.39)$$

Combinando le equazioni (2.38) e (2.39), si ottiene facilmente:

$$\nu_{eq} = \frac{1}{2} \left[1 - \frac{E_{eq}}{E_{al}} (1 - 2\nu_{al}) \right] \quad (2.40)$$

Da un punto di vista fisico, il materiale equivalente esibisce la stessa deformazione trasversale del materiale attuale, richiedendo lo stesso livello di stress per un fissato livello di deformazione longitudinale.

Per valori elevati di deformazione plastica, il coefficiente ν_{eq} tende a 0.5, tipico valore per materiali perfettamente plastici, e contemporaneamente il modulo E_{eq} diviene molto piccolo.

Nella analisi presentata in tale lavoro di ricerca, la teoria della massima deformazione è adoperata come criterio di plasticità per l'alluminio. Per un laminato FGA, assegnato il valore di deformazione e_{ox} , il modulo elastico E_{eq} del materiale equivalente è calcolato direttamente dalla curva sperimentale $\sigma-\varepsilon$ dell'alluminio mediante il metodo grafico illustrato a commento della figura 2.6, ponendo naturalmente $e_p+e_e=e_{ox}$. Successivamente ν_{eq} è valutato tramite la formula (2.40). Infine, tali valori possono essere implementati secondo la teoria della lamina per valutare la matrice di rigidezza caratteristica dell'alluminio, isotropo nelle ipotesi stabilite.

Resta, quindi, definita la matrice di rigidezza dall'alluminio Q_{Al} , come segue:

$$Q_{Al} = \begin{bmatrix} \frac{E_{eq}}{1-\nu_{eq}^2} & \frac{E_{eq}\nu_{eq}}{1-\nu_{eq}^2} & 0 \\ \frac{E_{eq}\nu_{eq}}{1-\nu_{eq}^2} & \frac{E_{eq}}{1-\nu_{eq}^2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{E_{eq}}{2(1+\nu_{eq})} \end{bmatrix} \quad (2.41)$$

Il problema della modellazione della curva $\sigma-\varepsilon$ dell'alluminio, ai fini di una corretta previsione del comportamento del laminato Alluminio/vetroresina, è stato già affrontato in un precedente lavoro dipartimentale, Leone ed altri (1998). La formulazione di Ramberg-Ogsood, espressa dalla formula (2.42), viene utilizzata per risalire dalle deformazione e del laminato alla corrispettiva tensione e quindi al Modulo elastico E dell'alluminio equivalente.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_{Al}} + \left(\frac{\sigma}{H} \right)^n = \frac{\sigma}{E_{eq}} \quad (2.42)$$

Nello specifico, partendo dalla curva sperimentale $\sigma-\varepsilon$ dell'alluminio, si ricavano le costanti di Ramberg-Osgood H ed n , rispettivamente la tensione corrispondente alla deformazione plastica unitaria e l'esponente di incrudimento. I due valori H ed n sono facilmente calcolabili linearizzando il logaritmo della tensione in funzione del logaritmo della deformazione plastica $\varepsilon_p = \varepsilon - (\sigma/E_{Al})$ (Petrucchi,2002) . Il modello di Ramberg-Osgood fornisce una ottima previsione della curva stress-strain dell'alluminio e richiede la definizione delle sole due costanti di incrudimento, purtroppo però la zona critica prossima ai valori di snervamento, caratterizzata da un ginocchio molto stretto, non può essere perfettamente modellabile. Nella figure 2.7, a titolo d'esempio, è riportato il confronto con i dati sperimentali relativi alla lega 2024T3 di alluminio con spessore 0.28 mm. Le due figure, di cui la (b) è

l'ingrandimento della figura (a) nel ginocchio di snervamento, mostrano l'adattabilità del modello di Ramberg-Osgood alla curva reale.

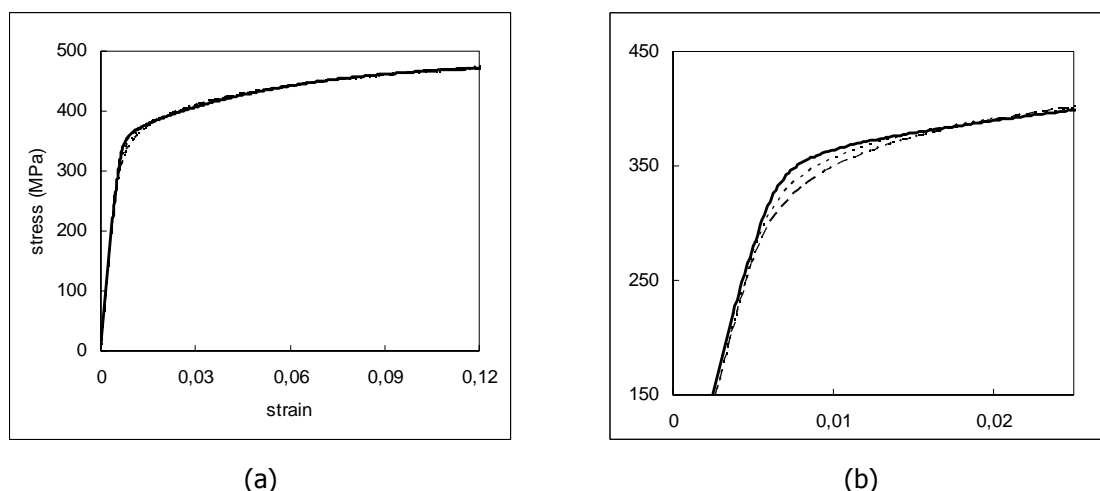


Figura 2.7: Confronto della curva stress-strain modellata secondo Ramberg-Osgood (modello a 2 costanti curva tratteggiata; modello a 4 costanti curva punteggiata) con i dati sperimentali (a) ed ingrandimento nella zona di plasticizzazione (b).

Il modello di Ramberg-Osgood espresso dalla formula (3.42) richiede la definizione della due costanti H ed n e fornisce una buona approssimazione dei dati sperimentali, come si apprezza dalla figura 2.7(a). Il ginocchio di plasticizzazione appare però una zona particolarmente difficile da prevedere tramite una formula analitica. Nell'ingrandimento (b) si evidenzia lo scostamento che al più può essere diminuito utilizzando la stessa formulazione a quattro costanti. In particolare le quattro costanti sono determinate modellando mediante la legge di Ramberg-Osgood separatamente il tratto elastico ed il tratto plastico, determinando in tal modo due coppie di costanti (H,n) e complicando non di poco il modello.

Alla luce di ciò, si ritiene molto più conveniente caratterizzare il materiale equivalente direttamente dalla curva sperimentale, come esposto in precedenza.

2.2 GFRP: il comportamento a trazione

La lamina GFRP (Glass Fibre Reinforced Plastic) sollecitata a trazione secondo la direzione del rinforzo mostra una risposta elastica lineare fino a rottura (Broutman, 1980 ; Jones, 1998). L'approssimazione di elasticità lineare fino a rottura può essere ritenuta valida per un'analisi globale del comportamento della lamina, infatti mentre le fibre, caratterizzate da un elevato modulo in direzione longitudinale, hanno risposta perfettamente lineare, la matrice mostra un comportamento pseudo-

plastico. La composizione volumetrica di un generico composito, progettato per rendere la struttura performante, prevede che la percentuale di fibre superi per lo meno il 50% , potendo arrivare intorno al 60% in volume in accordo con i limiti tecnologici. Analizzando il comportamento tensile in direzione del rinforzo, la teoria della lamina insegna che il due comportamenti vanno combinati come se gli elementi fibre e matrice costituissero un sistema in parallelo, pertanto le fibre risultano sopportare un carico molto maggiore della matrice, proporzionalmente al proprio modulo elastico ed alla percentuale volumetrica. Ciò da un lato suggerisce che il rinforzo detterà il tipo di rinforzo e d'altro lato indica che la matrice sopporterà un carico relativamente basso da non determinare il raggiungimento del limite elastico. Nello specifico la lamina GFRP S2Glass/epoxy è costituita da fibre unidirezionali di vetro S2, il cui modulo elastico in direzione longitudinale E_{11} è pari ad 88GPa, e dalla matrice Epoxy, commercialmente identificata mediante la sigla FM94, il cui modulo elastico E_M risulta pari a 4 GPa La differenza consistente tra i valori numerici dei moduli elastici e della percentuale in peso (73% di fibre) giustificano la predominanza del comportamento lineare del rinforzo, in altri termini l'effetto di plasticità indotto dalla matrice è celato dalla componente fibre.

Quando, però, si considerano direzioni diverse dalla direzione principale, il contributo della fibre alla rigidità della lamina diviene meno importante in accordo con la CLT, formula (2.7). In queste condizioni il comportamento plastico della matrice risulta maggiormente evidente e l'approssimazione di comportamento perfettamente elastico della lamina non può essere adottata.

L'introduzione di un modello di plasticità per la vetroresina complicherebbe il modello di previsione del comportamento tensile del laminato FGA senza garantire risultati migliori di quelli ottenuti con le ipotesi di seguito mosse. Il valore in corrispondenza del quale la matrice, e quindi la lamina, mostra una deviazione dal tratto iniziale elastico lineare è interpretato come valore di prima rottura. In altri termini, la plasticizzazione della matrice viene confusa con l'inizio di cedimento in direzione trasversale rispetto alle fibre. In seguito a tale "rottura", la lamina modifica la propria rigidità in particolare le componenti trasversali della matrice di rigidità (2.5) vengono azzerati, ovvero si ritengono valide le posizioni (2.43):

$$Q_{22} = Q_{12} = Q_{66} = 0 \quad (2.43)$$

In teoria, ciò implica che le sole fibre sopportano il carico. In pratica, la prima rottura coincide con l'inizio di micro-fratture nella matrice, la quale non cede completamente ma continua a svolgere la propria funzione di trasferimento del carico alle fibre.

Il significato della posizione (2.43) è facilmente intuibile se si considera un laminato cross-ply, ovvero costituito da lamine unidirezionali sovrapposte secondo la configurazione $0^\circ/90^\circ$. Secondo la teoria classica della lamina, ciascun layer sopporta un carico proporzionale al proprio modulo elastico

in direzione di trazione, quindi tanto maggiore quanto più le fibre sono allineate al carico stesso. Situazione estrema se il laminato cross-ply è tirato secondo una delle direzioni principali, in questa ipotesi il contributo elastico della lamina a 90° è praticamente pari al modulo della matrice (avendo le fibre in direzione trasversale modulo trascurabile) e quindi molto inferiore al contributo della lamina a 0° . Sebbene sollecitata di meno, la lamina a 90° sarà la prima a raggiungere la rottura, avendo anche resistenza minore, e la frattura interesserà l'elemento matrice. Se tale lamina fosse isolata, non sarebbe capace di sopportare alcun incremento di carico, essendo venuto meno l'elemento la cui funzione, all'interno del composito, è il trasferimento di carico alla fibre. In un laminato tale incarico verrà sopperito dalle restanti lamine ancora integre. Resta dunque evidente che la matrice di rigidità della lamina danneggiata non può considerarsi nulla, ma è giusto annullare unicamente i termini di rigidità associati all'elemento che effettivamente ha raggiunto il proprio limite di resistenza. La rottura finale del laminato si raggiungerà unicamente quando la rigidità in direzione di trazione (termine A_{11} della matrice nelle (2.16)) risulterà nulla. Nell'esempio considerato, quando la lamina a 0° risulterà anch'essa danneggiata.

In generale, in un laminato cross-ply con rinforzo orientato secondo la disposizione $\theta/\theta+90^\circ$ rispetto all'asse di trazione, si verificano in successione gli eventi:

- rottura matrice della lamina a $\theta^\circ+90^\circ$
- rottura matrice della lamina a θ°
- rottura rinforzo della lamina a θ° .

Nella figura (2.8) è riportata, a titolo di esempio, una tipica curva stress-strain, risposta di una lamina cross-ply, estratta dal lavoro di Sun e collaboratori (2001).

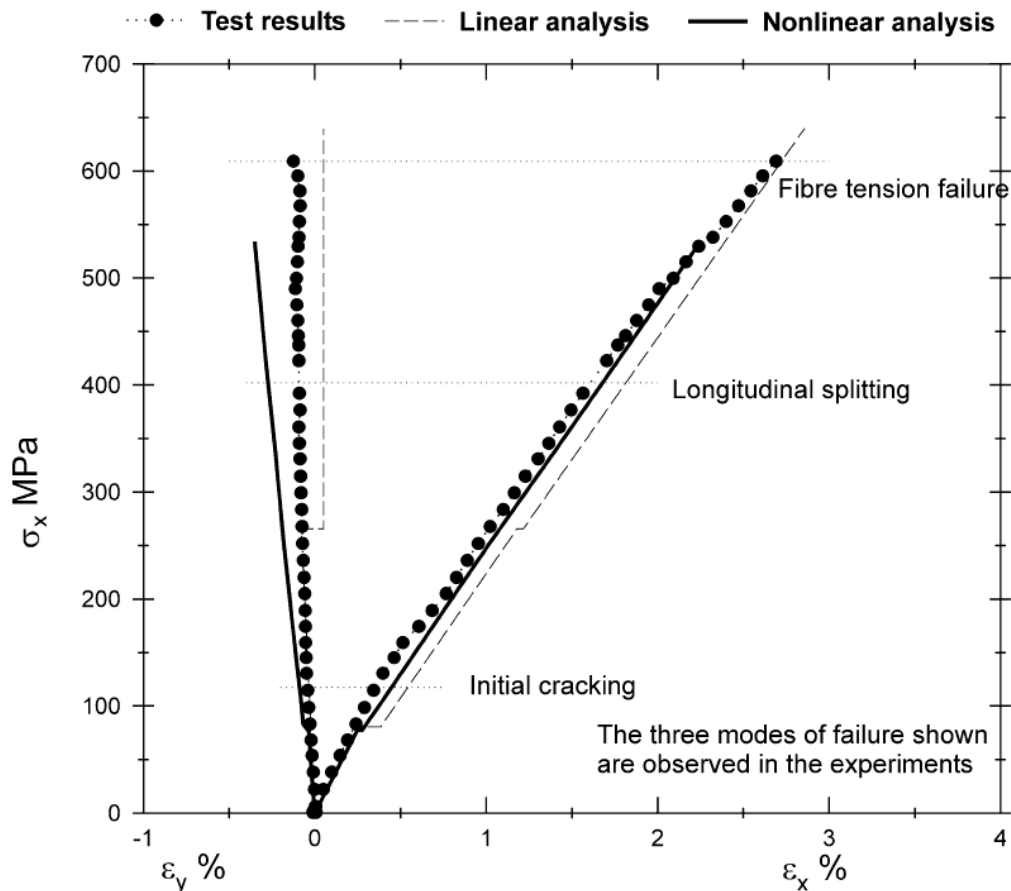


Figura 2.8: Tipica curva stress-strain di una lamina per il cross-ply 0°/90°, GFRP E-Glass/Epoxy (62% fibre in volume), soggetto a carico di trazione uniassiale in direzione del rinforzo.

Le curve stress-strain, in figura 2.8, sono previste utilizzando l'analisi lineare e non lineare: Nell'analisi lineare, quando la matrice giunge a rottura si ottiene un gradino nel diagramma, mentre nel secondo caso gli effetti di non linearità sono considerati utilizzando un modello di "danneggiamento progressivo" (Sun e Tao, 1998). L'analisi non lineare consente unicamente di prevedere l'andamento della curva s-e, ma non la resistenza finale, e, pertanto, i valori ultimi non corrispondono necessariamente alla previsione di resistenza ultima. Nell'analisi lineare, le curve teoriche sono lineari fino al valore di tensione di circa 80 MPa, in corrispondenza di cui la matrice, della lamina con rinforzo trasversale rispetto alla direzione del carico, comincia a criccarsi. Come conseguenza, la pendenza cambia, in particolare il modulo diminuisce, ma rimane sostanzialmente parallela al tratto iniziale. In seguito al secondo crack, che interessa la matrice della lamina con rinforzo longitudinale rispetto al carico, si osserva un secondo gradino. Il modello lineare di Sun presuppone che l'inizio del cracking nella matrice sia analiticamente tradotto con l'annullamento del modulo elastico trasversale, E_2 .

Quando, però, si considera la disposizione $0^\circ/90^\circ$, l'annullamento di E_2 non comporta cambiamenti molto evidenti nella pendenza della curva stress-strain. Analizzando, invece, disposizioni per cui la particolare simmetria non è verificata, il cambio di pendenza, conseguente all'incremento di densità della cricche, si verifica con un decremento sostanziale del modulo elastico lineare del composito cross-ply, in quanto il contributo della matrice alla resistenza del laminato è più importante rispetto al caso precedente.

In conclusione, detta $f(\varepsilon)$ la formulazione di un generico criterio di rottura, funzione dello stato di tensione o di deformazione ovvero in generale della deformazione monoassiale ε , la lamina unidirezionale S2Glass/epoxy ha comportamento lineare elastico fino a rottura caratterizzato dalla matrice di rigidità definita in funzione di $f(\varepsilon)$, come segue:

- formule (2.5) se $f(\varepsilon) < 1$
- formule (2.43) se $f(\varepsilon) > 1$.

2.4 Criteri di rottura

I compositi ibridi alluminio vetroresina individuano una categoria ampia di materiali, distinti per tipologia dei singoli materiali costituenti, ad esempio il tipo di lega per il metallo e il tipo di rinforzo per il composito, numero e spessore di ciascun layer. Non è possibile definire un unico valore di carico critico per un composito ibrido. A seconda del FGA esaminato possono determinarsi i valori ultimi in termini di sforzo e deformazione. Come discusso per il comportamento a rottura del composito, esistono più valori critici che determinano una successione di danni all'interno del laminato prima che questo raggiunga effettivamente il proprio valore corrispondente alla perdita di resistenza.

In un materiale omogeneo, la rottura si innesca in prossimità di una singolarità sia essa prevedibile (ad esempio un intaglio) o casuale (perché derivante da processo subito tra la fabbricazione e la messa in esercizio). L'innescio conduce ad una diminuzione di sezione resistente e quindi a rottura graduale del materiale. In un composito ibrido, il danneggiamento in un layer può non determinare la rottura finale del materiale, contribuendo comunque ad una redistribuzione degli sforzi.

Il laminato, dunque, vede variare la propria rigidità durante il corso della prova di trazione in dipendenza della funzione $f(\varepsilon)$, funzione criterio di resistenza. Appare chiaro quindi che la curva $\sigma-\varepsilon$ dipenderà anch'essa dalla funzione criterio adoperata.

Nella costruzione di un corretto modello di previsione, questo lavoro di ricerca mira a definire la corretta modalità di decretare la perdita di resistenza del laminato FGA analizzando possibili combinazioni tra criteri adoperati usualmente per i metalli e i criteri di tipo energetico adoperati per

interpretazione del danno nei materiali compositi. In particolare sono stati analizzate nove possibili combinazioni ottenute scegliendo tra le seguenti:

- per il materiale isotropo:
 - criterio della massima deformazione
 - criterio della massima tensione
 - criterio di Von Mises
- per il materiale ortotropo:
 - criterio della massima deformazione
 - criterio della massima tensione ammissibile
 - criterio di Tsai-Hill.

Prima di illustrare i criteri adoperati per determinare i limiti di resistenza dei materiali compositi occorre dire che grazie alle proprietà tensoriali delle sollecitazioni, uno stato tensionale complesso può essere comunque risolto nelle direzioni principali 1-2 della lamina.

Una volta note le sollecitazioni σ_1 , σ_2 e τ_{12} agenti sulla lamina nelle sue direzioni principali occorre prevedere per quale valore di tali sollecitazioni il materiale può andare in crisi. La soluzione esatta di tale problema si può ricavare solo conoscendo le cause che portano a rottura il materiale; poiché tali cause non sono univocamente determinabili occorre formulare delle ipotesi di rottura e verificare sperimentalmente, attraverso una prova di trazione monoassiale in direzione arbitraria ad esempio, i risultati ottenuti analiticamente.

Ogni criterio di resistenza si basa quindi su una diversa ipotesi di rottura per il materiale ed è quindi stato riscontrato che tra i risultati sperimentali e le previsioni di rottura ottenuti dai diversi criteri di resistenza esistono delle differenze quando si utilizzano per i due differenti materiali (alluminio e vetroresina) combinazioni diverse dei criteri di resistenza.

- *Criterio della massima deformazione*

Il criterio della massima deformazione per l'alluminio è di immediata applicazione, in quanto imponendo la deformazione si ha questa informazione come dato in ingresso; quindi a seconda che siano presenti o meno tensioni residue ci si riconduce alla relazione:

$$\varepsilon_c \geq \varepsilon + \varepsilon_{xRES}^T \quad (2.44)$$

dove il pedice c indica il valore critico.

Per un materiale ortotropo, quale il laminato FGA, il criterio della massima deformazione si applica in modo analogo al precedente con la sola precauzione di dover riportare sia le deformazioni imposte che quelle dovute ai carichi termici nelle direzioni principali ed operare il confronto:

$$\begin{aligned}
\varepsilon_1^c &> \varepsilon_1 + \varepsilon_{1RES}^T \\
\varepsilon_2^c &> \varepsilon_2 + \varepsilon_{2RES}^T \\
\gamma_{12c} &> \gamma_{12} + \gamma_{12RES}^T
\end{aligned} \tag{2.45}$$

Poiché il materiale è anisotropo il criterio della massima deformazione da una indicazione anche sul fatto che la rottura sia avvenuta in senso longitudinale trasversale o per scorrimento. Quindi ci si può regolare sul fatto di considerare la lamina del tutto rotta o se annullare solo il contributo della matrice utilizzando l'ipotesi di pseudo-plasticità di cui si è già discusso.

- *Criterio della massima tensione*

Il criterio della massima tensione opera un paragone tra le tensioni di confronto e quelle che si hanno nel laminato a seguito della deformazione. Considerando anche lo stato residuo dal processo termico restano definite le relazioni seguenti:

$$\begin{aligned}
\sigma_1^c &> \sigma_1 + \sigma_{1EQ}^T \\
\sigma_2^c &> \sigma_2 + \sigma_{2EQ}^T \\
\tau_{12c} &> \tau_{12} + \tau_{12EQ}^T
\end{aligned} \tag{2.46}$$

Anche questo criterio fornisce l'informazione sul genere di rottura che è avvenuta, quindi è possibile discernere se la rottura è avvenuta nelle fibre o nella matrice.

- *Criterio di Von Mises*

Il criterio di resistenza elaborato da Von Mises deriva dalla condizione limite di Tresca-De Saint Venant che, facendo riferimento alle tensioni tangenziali di massimo relativo e confrontando quelle con il valore $\tau_0 = \frac{\sigma_0}{2}$ della tensione tangenziale massima presente in un provino cilindrico che pervenga allo stato limite in prova monodimensionale di trazione, si scrive in sintesi:

$$\max_{ij} |\sigma_i - \sigma_j| = \sigma_0, \quad \sigma_0 > 0 \tag{2.47}$$

Nello spazio E^3 delle tensioni principali le suddette forniscono le equazioni di sei piani paralleli all'asse idrostatico, ottenendo così il prisma esagonale regolare di Tresca.

La non differenziabilità della superficie limite suddetta in corrispondenza degli spigoli spinse Von Mises a sostituire il prisma a base esagonale con il cilindro a sezione circolare a questo circoscritto di equazione nello spazio tensoriale:

$$(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 = 2\sigma_0^2 \quad (2.48)$$

Applicando la (2.47) alla lamina isotropa, che per ipotesi è sottoposta ad uno stato piano di tensione, si può scrivere:

$$\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y = \sigma_r^2 \quad (2.49)$$

in cui gli addendi possono inglobare sia le tensioni meccaniche che le equivalenti dovute agli effetti termici.

- *Criterio di Tsai-Hill*

Il criterio di Tsai Hill, normalmente adoperato per decretare la rottura nei materiali compositi, non fornisce direttamente l'informazione sul fatto che la rottura sia avvenuta nelle fibre o nella matrice, però pesando i vari addendi e confrontandoli si può determinare se la condizione critica si sia raggiunta principalmente per carico assiale o trasversale.

L'espressione della formulazione di Tsai Hill è espressa dalla seguente:

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1r}}\right)^2 - \frac{\sigma_{2r}}{\sigma_{1r}} \left(\frac{\sigma_1 \sigma_2}{\sigma_{1r} \sigma_{2r}}\right) + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2r}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\tau_{12r}}\right)^2 = 1 \quad (2.50)$$

Per l'effetto del modulo di Poisson, poiché le lamine nella direzione due sono sottoposte a compressione, la tensione di rottura nella direzione trasversale è intesa come quella di compressione.

A differenza degli altri criteri considerati per il materiale ortotropo, il criterio di Tsai-Hill analizza l'evento rottura come combinazione delle tre componenti dello sforzo, in altri termini la rottura del laminato non è semplicemente determinata dal raggiungimento del valore critico di una sola componente ma dalla combinazione secondo la (2.49) dello stato tensionale completo. Il criterio naturalmente risulta conservativo rispetto a criteri "semplici" precedentemente illustrati.

La sola relazione (3.49) permette di determinare il tipo di rottura avvenuto, ipotizzando che le fibre sono responsabili unicamente del primo addendo, thF (2.50), essendo i restanti termini, thM (2.51), da addebitare alla natura della matrice.

$$\text{thF} = \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1r}}\right)^2 \quad (2.51 \text{ a})$$

$$\text{thM} = -\frac{\sigma_{2r}}{\sigma_{1r}} \left(\frac{\sigma_1 \sigma_2}{\sigma_{1r} \sigma_{2r}}\right) + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2r}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\tau_{12r}}\right)^2 \quad (2.51 \text{ b})$$

Quindi è possibile scindere la relazione di Tsai Hill in due aliquote e investigare, una volta verificato il criterio, la tipologia di danno, come indicato in tabella.

<i>condizione</i>	<i>evento</i>	<i>matrice rigidezza, Q</i>
$(2.49) \wedge [(2.50) < (2.51)]$	rottura trasversale	(2.43)
$(2.49) \wedge [(2.50) > (2.51)]$	rottura longitudinale	nulla

Tabella I: condizioni critiche di rottura mediante il criterio di Tsai Hill.

2.5 Prova di trazione: analisi della risposta del laminato FGA ad un carico monoassiale

Combinando i comportamenti dei materiali costituenti secondo la teoria della lamina opportunamente modificata, la simulazione della prova di trazione eseguita su un laminato simmetrico FGA è implementata determinando per ogni incremento di deformazione lo stato tensionale che si istaura nel laminato. In accordo con la CLT, tutte le lamine sono soggette ad uguale stato di deformazione e rispondono alla deformazione imposta con uno stato tensionale proporzionale alla propria rigidezza.

Definite la curva caratteristica σ - ε dell'alluminio, le caratteristiche meccaniche delle lamine di GFRP e naturalmente la geometria (spessori) del laminato FGA, nonché l'architettura del rinforzo, si procede come di seguito descritto. Detta ε la deformazione imposta in direzione del carico di trazione, per ogni ε sono determinati il modulo equivalente dell'alluminio, E_{eq} , mediante il metodo descritto a commento della figura 2.6, ed il modulo di poisson definito dalla formula (2.40). Possono, dunque, essere calcolate le matrici di rigidezza rispettivamente Q_{Al} , secondo la (2.41), e \bar{Q}_{GFRP} , secondo le (2.5) e (2.9), e successivamente la matrice A , formula (2.16), del laminato corrispondente alla deformazione ε , che assume la forma seguente:

$$A = \sum_1^{n_{Al}} Q_{Al} h_{Al} + \sum_1^{n_{GFRP}} Q_{GFRP} h_{GFRP} \quad (2.52)$$

dove n ed h sono numero di layer e spessore.

Considerando unicamente un carico di trazione N_x l'equazione fondamentale della lamina si semplifica nella sola (2.17) ed in particolare, per laminati simmetrici rispetto al piano medio, questa si semplifica ulteriormente secondo la seguente:

$$[N] = [A][\varepsilon^0] \quad (2.53)$$

essendo i termini della matrice B tutti nulli. Fisicamente ciò implica che uno sforzo assiale N determina nel laminato unicamente deformazioni nel piano.

Esplicitando la (2.53), si ottiene il sistema (2.54) di tre equazioni nelle tre incognite N_x , ε_y e ε_{xy} , determinabili, quindi, per ogni ε_x , deformazione in direzione del carico.

$$\begin{bmatrix} N_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & -A_{12} & -A_{16} \\ 0 & -A_{22} & -A_{26} \\ 0 & -A_{62} & -A_{66} \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} A_{11}\varepsilon_x \\ A_{21}\varepsilon_x \\ A_{61}\varepsilon_x \end{bmatrix} \quad (2.54)$$

Note le tre componenti del vettore $[\varepsilon^0]$, è possibile determinare lo stato tensionale istaurato in ciascun layer, moltiplicando il vettore deformazione per la matrice di rigidità della lamina in analisi. Il reale stato di tensione, infine, si ottiene sommando anche le tensioni termiche residue dal processo di fabbricazione, il quale naturalmente può essere calcolato indipendentemente dal passo di deformazione. I vettori $[\sigma]$, numericamente determinati per entrambi i materiali costituenti, consentono di implementare i criteri di rottura, separatamente definiti per l'alluminio e per il GFRP, e quindi di ridefinire la matrice \bar{Q}_{GFRP} , secondo i parametri in tabella VII.

La rottura finale del composito non suppone necessariamente la rottura di ogni singola lamina componente. Limitandoci alla prova di trazione, il laminato in seguito alla perdita di resistenza può presentare o meno una superficie di non continuità che si estende lungo tutto lo spessore. La fenomenologia delle superfici di rottura sarà discussa a commento dei risultati del confronto analitico-sperimentale, in questa sede si intende meramente descrivere la modellazione.

Da quanto discusso in merito al singolo componente, i tipi di danno che si susseguono sottoponendo il generico FGA a trazione sono:

- rottura dell'elemento matrice
- rottura del rinforzo
- rottura dell'alluminio.

Il danneggiamento della matrice è stato indicato con il termine "rottura parziale", in quanto contribuisce senz'altro alla perdita di resistenza, ma non è mai unica responsabile. In un tradizionale composito la matrice svolge la funzione di trasferimento del carico al rinforzo, nel laminato ibrido si immagina che a rottura della stessa il ruolo venga sopperito dalle lamine a contatto. La rottura delle fibre certamente provoca la perdita di resistenza dell'intero laminato, in quanto il carico si riversa improvvisamente, a livello di modello in corrispondenza del successivo passo ε , sulle lamine di alluminio, che da sole non sono in grado di sopportare il carico e quindi cedono anch'esse. Anche la rottura nel metallo determina la perdita di resistenza dell'intero laminato, non per "passaggio di carico" al composito, ma per lo più perché tale evento corrisponde ad uno stato di deformazione critico per il

composito. Infatti, ragionando come l'algoritmo di calcolo in termini di deformazione, il valore ε_r dell'alluminio è di gran lunga maggiore della deformazione ultima il composito, anche nelle ipotesi estreme in cui il rinforzo è inclinato rispetto all'asse di trazione. In tale condizione, difatti, il cedimento dell'alluminio segue certamente (in base ai valori di deformazione ultima dei materiali costituenti) la rottura parziale della matrice.

In conclusione, sia che interessi il metallo sia il rinforzo, l'evento rottura catastrofica provocherà il segnale di uscita dall'algoritmo di calcolo.

Come descritto, quindi, per ogni passo di deformazione ε_x resta definito il carico N_x e quindi la curva $\sigma-\varepsilon$ di previsione, che contiene tutte le informazioni necessarie per indagare sul comportamento a trazione del laminato e quindi verificare la bontà delle ipotesi mosse per la costruzione del modello di previsione.

L'algoritmo semplicemente descritto è riportato in appendice 1.

2.6 Determinazione delle deformazioni residue: analisi loading-unloading test.

L'algoritmo di calcolo implementato permette di conoscere l'intero stato di deformazione in piano nota la deformazione assiale, ε_x , e il carico, N_x , sopportato dal laminato in corrispondenza di tale deformazione. Nell'ipotesi che tale carico venga azzerato, il laminato può seguire una fase di scarico lineare o meno, a seconda che stato tensionale raggiunto sia equivalente ad un valore di tensione monoassiale minore o inferiore della tensione di snervamento. Per le ipotesi mosse al base del modello analitico, entrambi i materiali costituenti hanno comportamento elastico lineare, definito dalle caratteristiche determinate in corrispondenza della deformazione raggiunta. In particolare, per l'alluminio si determinano le due costanti modulo equivalente E_{eq} e modulo di poisson ν_{eq} (formula 2.40), mentre per la vetroresina i quattro moduli E_1 , E_2 , G_{12} , ν_{12} , di cui due nulli se risulta verificata la condizione in formula 2.51 (b).

Ipotizzando, quindi, che lo scarico avvenga secondo un tratto lineare elastico, l'algoritmo di calcolo può essere facilmente esteso per la previsione della deformazione residua corrispondente ad un certo livello di stress σ_{max} . Immaginando, ad esempio, di effettuare il seguente ciclo (figura 2.9):

- carico fino al punto A: tratto OA
- scarico: tratto AB
- ricarico fino a C: tratto BA'C

l'algoritmo di calcolo procederà incrementando il passo di deformazione secondo al classica routine fino al raggiungimento della tensione σ_{Ar} in corrispondenza di cui è registrato il modulo elastico E_A del laminato in corrispondenza di ε_{Ar} pari a $1/a_{11}$, con a_{11} primo elemento della matrice inversa di $[A]$.

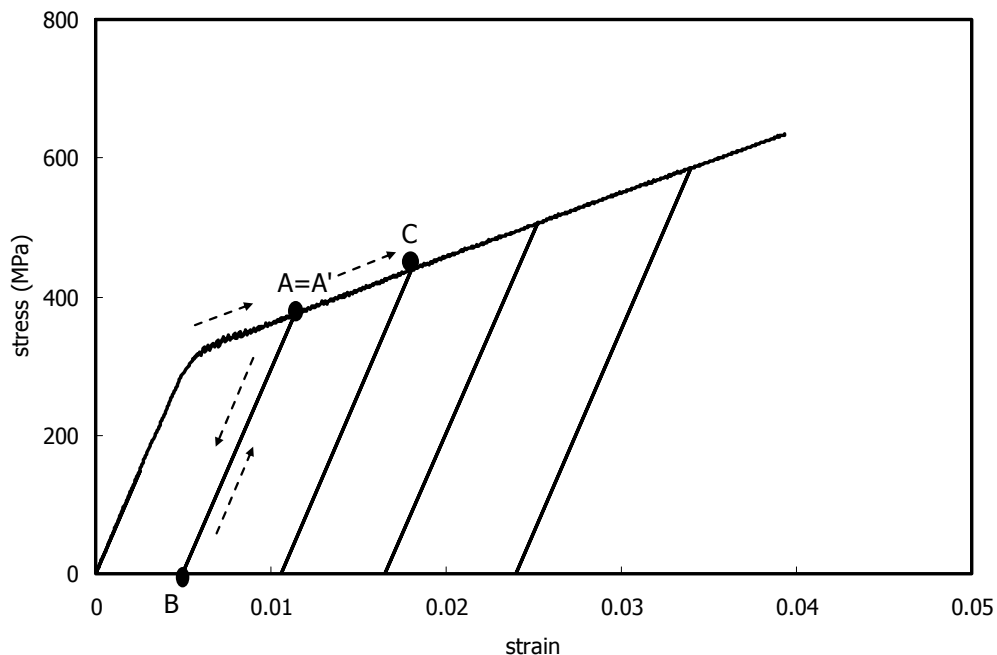


Figura 2.9:

Nella fase di scarico, dunque, al decrementarsi della deformazione ε_x , il laminato seguirà il tratto AB di pendenza pari al modulo E_A , fino al raggiungimento del carico N_x pari a 0. La deformazione residua resterà in tal modo determinata dal valore ε_B pari a $\varepsilon_A - \sigma_A/E_A$. Nella fase successiva di ricarico, si ipotizza che il materiale segua ancora il tratto BA', e raggiunga, quindi, nel punto A' lo stesso stato tensionale determinato in A, o meglio si raggiunga in ciascuna lamina lo stesso stato tensionale determinato ad inizio scarico. Fisicamente ciò equivale ad ipotizzare che il comportamento globale del laminato non risente della storia di carico, o in altri termini che la deformazione residua dipenda unicamente del valore di stress massimo. Naturalmente, l'ipotesi di scarico e carico lineari nasconde l'ipotesi più importante di trascurare eventuali effetti Bausingher, caratteristici del metallo.

2.7 Prova di taglio: analisi della risposta del laminato FGA ad un carico biassiale

Il modello di previsione del comportamento a trazione di un laminato ibrido alluminio-vetroresina, può semplicemente essere adattato per le previsioni della risposta all'applicazione di un carico di taglio puro. Difatti, considerando un qualsiasi materiale composito fibra-matrice, il carico di taglio puro istaura sul concio elementare il sistema di sforzo in figura 2.10(a), dove le linee continue rappresentano la direzione delle fibre. Se si considera il concio elementare con i lati paralleli alle fibre,

come in figura 2.10(b), lo stato di taglio puro può essere immaginato ottenuto mediante l'applicazione di due sforzi σ_x di trazione e σ_y di compressione uguali in modulo.

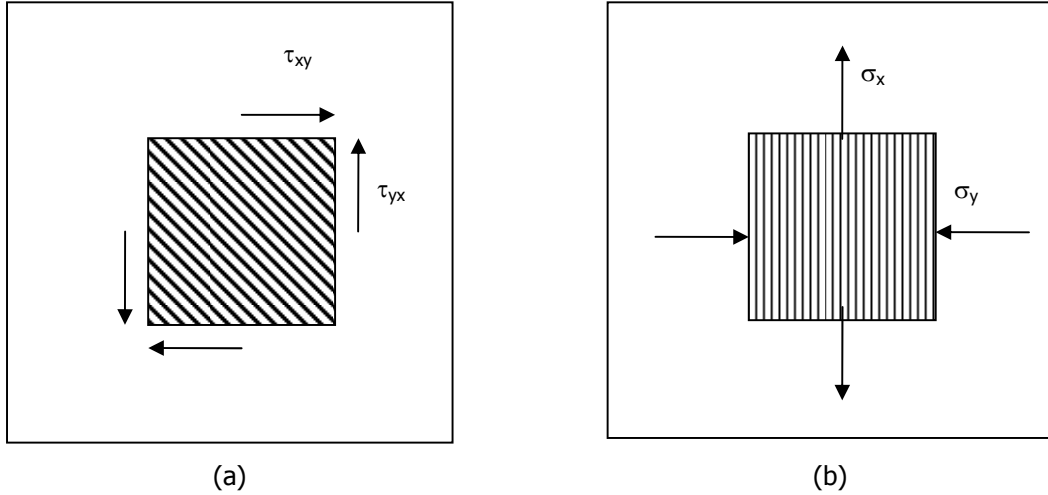


Figura 2.10: Sforzi di taglio puro sul concio elementare in direzione 45° (a) e 0° (b) rispetto al rinforzo.

Partendo, quindi, dal modello analitico atto a prevedere la curva $\sigma-\varepsilon$ di risposta all'applicazione di una carico di trazione monoassiale in direzione x , coincidente con la direzione del rinforzo, è possibile risalire alla curva $\tau-\gamma$ caratteristica per il laminato considerato, introducendo opportune modifiche atte ad inserire l'effetto del carico N_y , di modulo pari al generico N_x , segno opposto e direzione perpendicolare ad esso. L'equazione fondamentale della teoria della lamina (2.52), semplificata in ipotesi di laminato simmetrico e particolarizzata per carichi di sola trazione, conterrà le incognite N_x , N_y , ε_y ed ε_{xy} , ma essendo

$$N_y = -N_x \quad (2.55)$$

il sistema equivalente risulterà comunque determinato. In tale condizione le (2.53) possono scriversi come segue

$$\begin{bmatrix} N_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & -A_{12} & -A_{16} \\ -1 & -A_{22} & -A_{26} \\ 0 & -A_{62} & -A_{66} \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} A_{11}\varepsilon_x \\ A_{21}\varepsilon_x \\ A_{61}\varepsilon_x \end{bmatrix} \quad (2.56)$$

Il procedimento illustrato è sicuramente corretto nel campo elastico, lì dove i termini $A_{i,j}$ possono considerarsi costanti.

D'altro canto, la SdC (Franciosi, 1987) insegna che lo stato di taglio puro in figura 2.10a può essere numericamente determinabile da una semplice prova di trazione effettuata secondo una direzione x inclinata di 45° rispetto all'asse di ortotropia. In altri termini, si considerino i cerchi di Morh relativi allo stato tensionale e di deformazione derivanti dall'applicazione di un siffatto carico monoassiale in direzione x , mostrati rispettivamente nelle figure 2.11(a) e (b).

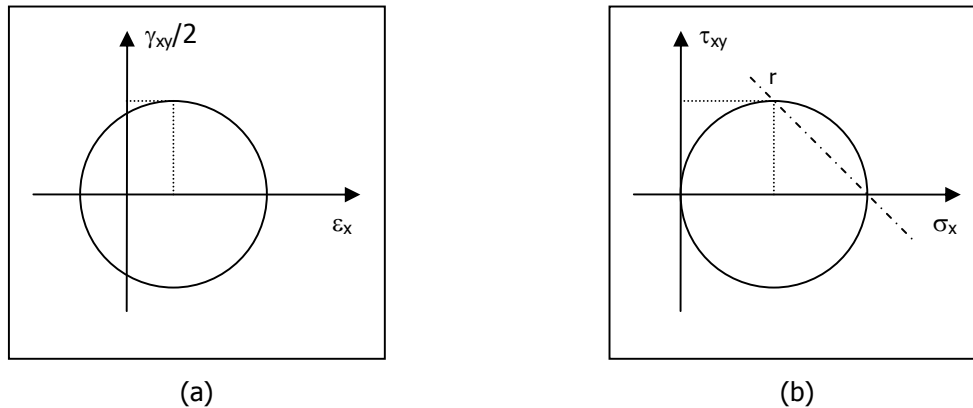


Figura 2.11: Rappresentazione della sollecitazione di trazione monoassiale N_x nei cerchi di Mohr di deformazione (a) e di tensione (b).

L'applicazione del carico di trazione monoassiale N_x su un laminato FGA con orientazione del rinforzo $\pm 45^\circ$ determina uno stato di tensione $(\sigma_x, 0, 0)$, come facilmente intuibile. Considerando una direzione r (retta tratteggiata in figura) inclinata di 45° rispetto all'asse di trazione, secondo essa lo stato tensionale risulterà di taglio puro $(0, 0, \tau_{xy})$.

La previsione del diagramma τ - γ del laminato FGA (inteso con rinforzo con orientazione 0/90) allora è ottenibile dal diagramma σ - ε relativo ad una prova di trazione monoassiale effettuata considerando il rinforzo inclinato di 45° . Quindi indicando con apici la direzione del rinforzo rispetto all'asse di trazione, la lettura dei cerchi di Morh consente di determinare le seguenti relazioni:

$$\tau_{xy}^0 = \frac{\sigma_x^{45}}{2} \quad (2.57)$$

$$\gamma_{xy}^0 = \varepsilon_x^{45} - \varepsilon_y^{45}.$$

Entrambe le due tipologie di calcolo della curva caratteristica della prova di taglio sono esatte. La metodologia di assegnazione del modulo elastico dell'alluminio in funzione della deformazione ε_x chiede che il modulo E sia calcolato come modulo secante, secondo quanto espresso dalla (2.56)

$$E = \frac{\sigma_x}{\varepsilon_x} \quad (2.58)$$

In cui σ_x è la componente del vettore $(\sigma_x, 0, 0)$ congruente con il vettore $(\varepsilon_x, -\nu_{xy}\varepsilon_x, 0)$. Seguendo al prima metodologia si capisce che il vettore tensione $(\sigma_x, 0, 0)$ non sarà più congruente con il vettore deformazione relativo alla prova di trazione bi-assiale, $(\varepsilon_x, -\varepsilon_x, 0)$, e quindi l'assegnazione del modulo elastico risulterà errata. In campo elastico naturalmente il modulo secante coincide con il modulo di Young, di valore indipendente dalla deformazione ε_x , e pertanto l'incongruenza non comporta errori nell'implementazione del calcolo. Considerando però l'intero campo di deformazione la seconda modalità è senz'altro l'unica eseguibile.

CAPITOLO III

PROVE SPERIMENTALI

Nel seguente paragrafo viene descritta l'attività sperimentale al fine di verificare la bontà dell'algoritmo descritto nel precedente capitolo. Come discusso, è necessario definire in input le caratteristiche meccaniche dei materiali costituenti il laminato ibrido per ottenere in output la curva $\sigma-\varepsilon$ espressione della risposta a trazione del laminato stesso. Sono state, pertanto, pianificate prove di trazione semplice su campioni di vetroresina in arrangemento cross-ply e campioni di alluminio 2024-T3 per determinare gli input necessari. La verifica dell'algoritmo è poi possibile confrontando i risultati analitici con i risultati sperimentali ottenuti testando diverse tipologie di FGA in differenti condizioni. La verifica, fondata sul mero confronto tra le curve analitica e sperimentale, è rafforzata considerando anche la capacità di prevedere lo stato di deformazione residua associato ad un qualsiasi livello di tensione. A tal fine sono state pianificate ulteriori prove di trazione per registrare la deformazione residua corrispondente ad un generico valore di carico inferiore al carico ultimo del materiale.

Per completare lo studio della risposta a trazione del laminato FGA, sono state inserite nella fase sperimentale ulteriori prove accompagnate dalla registrazione dell'emissione acustica del materiale soggetto ad un carico di trazione. Si intuisce che il segnale acustico corrispondente alla deformazione imposta sul campione da una misura di cosa succede nel materiale e pertanto l'analisi delle caratteristiche acustiche fornisce un riscontro degli eventi, indicati come rotture parziali, che accompagnano il materiale a rottura.

Infine, a verifica dell'estensione del modello analitico per la previsione della curva $\tau-\gamma$, sono state condotte prove di taglio piano.

3.1 Caratterizzazione dei materiali costituenti

I laminati ibridi FGA sono costituiti da strati alterni di alluminio e vetroresina, il numero, la disposizione e la tipologia di ciascun materiale costituente ne determina il grado. In questo studio di ricerca, si sono esaminati laminati FGA di diverso grado, ma costituiti da

- lamine di lega di alluminio 2024-T3
- lamine di vetroresina composte da fibre unidirezionali (UD) di vetro S2 e resina epoxy (FM94) in arrangemento cross-ply, prodotta da Cytec-Fiberite.

La fase sperimentale è volta a determinare le caratteristiche meccaniche dei materiali e il comportamento globale del materiale a trazione.

3.1.1 Caratteristiche meccaniche e comportamento a trazione dell' Alluminio 2024-T3

Due lamiere di alluminio 2024-T3 di spessori nominali 0.4 mm e 0.2 mm sono state fornite dallo stabilimento Alenia Aerospazio di Pomigliano d'Arco. Dalle lamiere di partenza sono stati realizzati 3 campioni per ciascun spessore in direzione longitudinale e trasversale rispetto alla direzione di laminazione, come indicato dalla seguente tabella:

numerosità	spessore nominale (mm)	direzione (°) *	codice
3	0.4	0	4A 4B 4C
3	0.4	0	4D 4E 4F
3	0.2	90	2A 2B 2C
3	0.2	90	2D 2E 2F

* rispetto alla direzione di laminazione

Tabella I: Campioni di alluminio 2024-T3

Conformemente alla norma UNI En 10002, i provini sono stati testati a trazione per ricavare le caratteristiche meccaniche e analizzare il comportamento a trazione del materiale a seconda della direzione del carico rispetto alla direzione di laminazione e rispetto allo spessore. La lega di alluminio 2024-T3 fornita sotto forma di lamiera presenta, infatti, caratteristiche dipendenti dal processo di laminazione, risulta pertanto importante analizzare la dipendenza dei *fattori input* dell'algoritmo di calcolo dalle caratteristiche del processo di fabbricazione.

La macchina utilizzata per la prova di trazione è una MTS RT/50 servo idraulica, gestita e controllata mediante il software TESTWORKS 4.0. Secondo indicazione della norma (prospetto III), la velocità di deformazione impostata è pari a 5mm/min e la prova è condotta fino a perdita di resistenza del materiale. Un estensometro è stato opportunamente montato nella parte centrale del provino, per acquisire il corretto valore dell'allungamento nella zona di massima deformazione e quindi determinare il modulo elastico. L'estensometro utilizzato è del tipo INSTRON 2620-604 con distanza tra i coltelli di 25mm.

L'appendice A del prospetto IV suggerisce la forma e dimensione dei campioni: forma raccordata con lati paralleli di larghezza 20 mm, lunghezza iniziale tra i riferimenti di 50 mm e

lunghezza totale 200 mm. Ciascun provino nella parte interessata al afferraggio macchina è stato dotato di tabs rinforzanti in alluminio di lunghezza 25mm e spessore 1.5 mm e incollati mediante la colla epossidica Araldite 420 A/B.

Nella figura 3.1 è mostrato un provino montato in macchina (4B, secondo quanto indicato in tabella I).

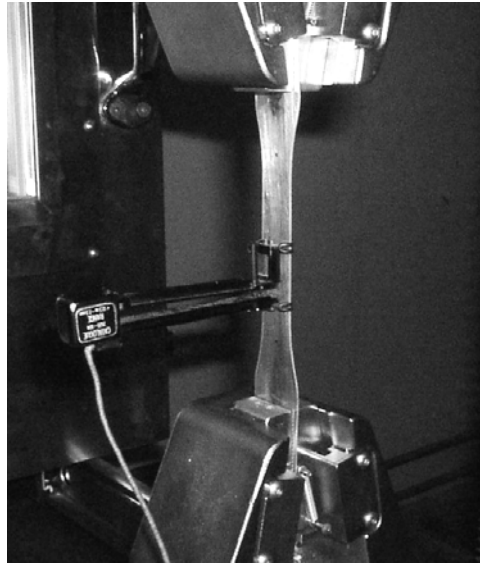
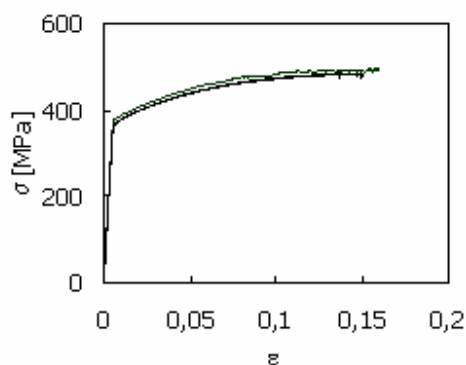


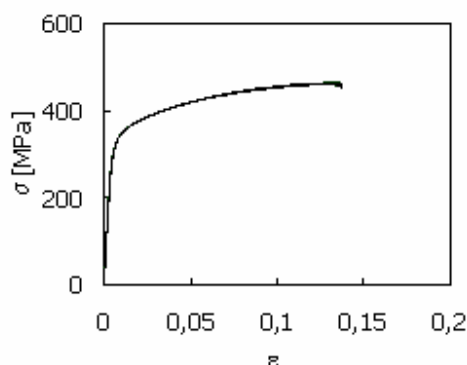
Figura 3.1: Campione di Al 2024-T3 montato nella macchina a trazione e dotato di estensometro.

I provini sono stati realizzati tagliando a mano dalla lamiera la forma ad “osso di cane”, mantenendo una tolleranza superiore a quella indicata dalla norma; successivamente si è ottenuta la forma e dimensione corretta, aggiustando mediante limatura in una dima di acciaio.

La prova di trazione ha come risultato iniziale la curva carico-allungamento del materiale, da cui è possibile ricavare la curva stress-strain contenente tutte le informazioni sul comportamento meccanico di risposta ad un carico monoassiale del materiale. Le figure che seguono mostrano le curve s-e ottenute e riunite in differenti diagrammi secondo la suddivisione in tabella I.

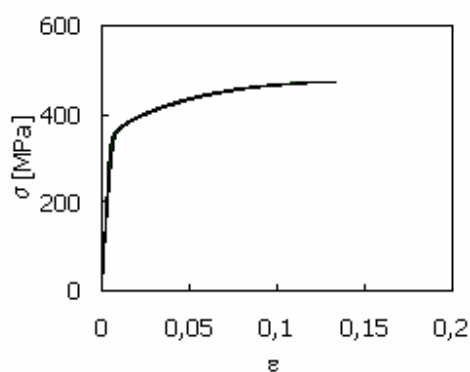


(a)

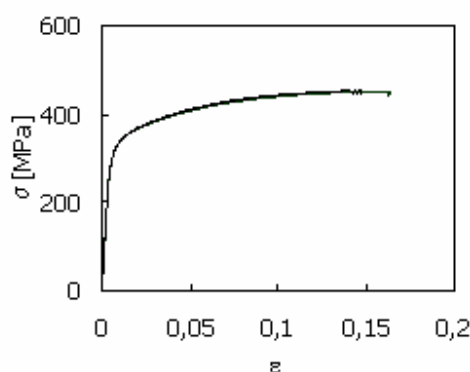


(b)

Figura 3.2: Curva stress-strain dell' Al 2024-T3 0.4mm in spessore, applicazione del carico longitudinale (a) e trasversale (b) rispetto alla direzione di laminazione.



(a)



(b)

Figura 3.3: Curva stress-strain dell' Al 2024-T3 0.2mm in spessore, applicazione del carico longitudinale (a) e trasversale (b) rispetto alla direzione di laminazione.

Da una prima osservazione delle curve, si nota che il materiale è incrudito in direzione di laminazione, secondo cui il ginocchio di snervamento, infatti, corrisponde a valori maggiori di tensione e si presenta molto più marcato rispetto a quanto avviene nella direzione trasversale. Ciò definisce una leggera anisotropia del materiale, di cui si risente in tutta la zona plastica : nella figura 3.4 sono confrontate due curve stress-strain relative all'alluminio 0.4mm in spessore in direzione longitudinale, LD, e trasversale, TD.

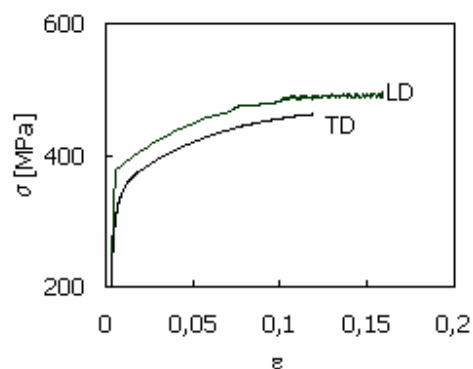


Figura 3.4: Confronto tra comportamento plastico in direzione longitudinale, LD, e trasversale, TD, della lega di alluminio 2024-T3 0.4mm in spessore.

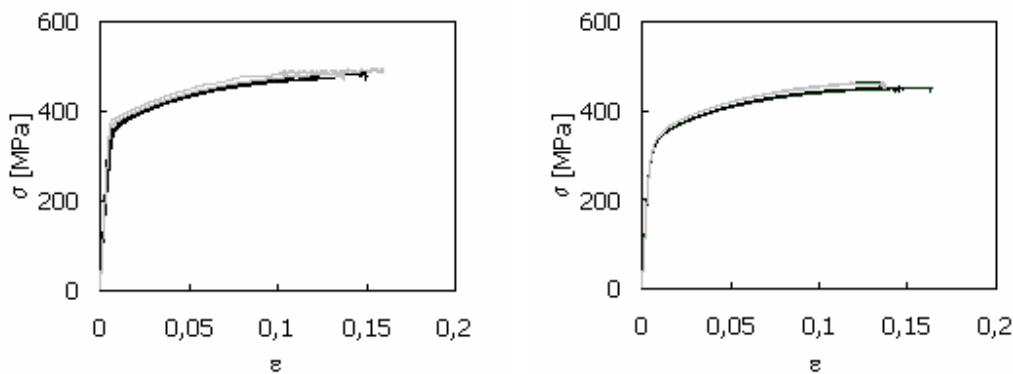
test	direzione	spessore	E	$\sigma_{0.2}$	ϵ_r	σ_r
		mm	MPa	MPa	mm/mm	MPa
4a	0°	0.41	71138	382	0.16	496
4b	0°	0.41	69558	369	0.15	486
4c	0°	0.41	70320	372	0.14	488
Media			70339	374	0.15	490
4d	90°	0.41	69241	320	0.12	463
4e	90°	0.41	72399	316	0.14	464
4f	90°	0.41	74154	319	0.14	467
Media			71931	318	0.13	465
2a	0°	0.28	64938	351	0.12	473
2b	0°	0.28	67899	358	0.12	473
2c	0°	0.28	63140	346	0.13	474
Media			65325	352	0,12	473
2a	90°	0.28	66728	312	0.15	455
2b	90°	0.28	65899	312	0.09	439
2c	90°	0.28	66577	312	0.16	453
			66401	312	0,13	449

Tabella II: Caratteristiche meccaniche Al 2024-T3

Dalle curve caratteristiche si determinano le caratteristiche meccaniche di interesse (tabella II):

- Modulo Elastico di Young, E
- Tensione di snervamento, $\sigma_{0.2}$ (calcolata come intersezione tra la curva $\sigma-\varepsilon$ e la retta parallela di pendenza E passante per il valore di deformazione 0.2%)
- Resistenza ultima, σ_r
- Deformazione ultima, ε_r

Trascurando l'effetto anisotropia, ragionando cioè per una stessa direzione del carico, il materiale più spesso sembra essere più resistente e tale incremento di prestazione è tanto più evidente quanto meno è incrudito il materiale. Si osservi a tal fine le figure 3.5, in cui le curve stress-strain sono confrontate a parità di direzione.



(a) (b)

Figura 3.5: confronto curve $\sigma-\varepsilon$ della lega Al 2024-T3 spessore 0.4mm (grigio) e 0.2mm (nero) nella direzione di laminazione (a) e in quella trasversale (b).

Ai fini del comportamento a trazione del metallo nel laminato FGA, non è quindi possibile un modello generale per Alluminio indipendente dallo spessore e dalla direzione di applicazione del carico.

La dipendenza dallo spessore implica che le costanti necessarie per la definizione della legge di previsione della curva stress-strain dell'Alluminio siano definite in dipendenza della geometria della lamina di metallo, qualora si voglia adottare un modello semplice. In altri termini sia un modello bilineare come quello suggerito da Kawai (1998) o un modello continuo in tutto il campo di deformazione Leone et.al (1998) necessitano di definire le costanti a seconda dello spessore impiegato e quindi esclusivamente per il laminato FGA analizzato.

La dipendenza dalla direzione del carico, invece, introduce un limite nella bontà di previsione nella zona del ginocchio di plasticizzazione. Tale difficoltà appare chiara implementando, a titolo di esempio, i due modelli su citati per la previsione della curva $\sigma-\varepsilon$ relativa alla lega Al 2024-T3 di

0.4mm (nominali) in spessore e caricando il materiale in direzione di laminazione, nello specifico si consideri la prova 4A. Un modello continuo come quello di Ramberg-Osgood fornisce una ottima previsione del tratto elastico e plastico, ma non è possibile analiticamente seguire il passaggio da un comportamento all'altro se non accompagnando la previsione con scostamenti apprezzabili. In particolare, richiamando la formula (2.42), i valori delle costanti di incrudimento H ed n per il caso specifico valgono $H=610$ MPa ed $n=10.21$. Il modello bilineare invece resta definito specificando il modulo plastico secante $E_{ps}=630$ MPa. La figura 3.6 mostra un ingrandimento della zona di plasticizzazione, la curva reale (continua) non è perfettamente modellata né mediante la formula di Ramberg-Osgood (tratteggio sottile) né mediante il modello bilineare (tratteggio spesso), che fornisce una sovrastima nel restante tratto plastico.

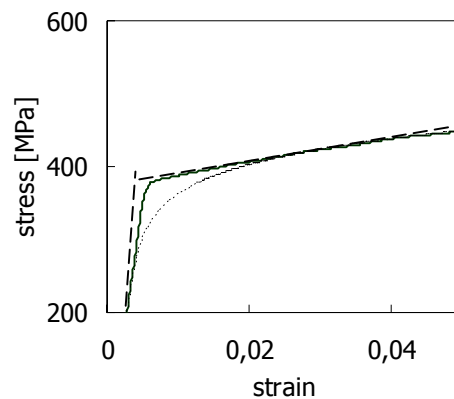


Figura 3.6: Confronto curva reale Al 2024-T3 campione 4A (continua), previsione di Ramberg-Osgood (tratteggio sottile) e del modello bilineare (tratteggio spesso) nel tratto plastico.

Una migliore previsione si potrebbe ottenere utilizzando un modello a quattro costanti (oltre le caratteristiche meccaniche in tabella II) come anticipato nel paragrafo 2.2 o un modello potenziale del tipo $\sigma = H\varepsilon^n$ definito nel solo tratto plastico, complicando di gran lunga l'algoritmo di calcolo.

In conclusione, la possibilità di introdurre nell'algoritmo di calcolo l'intera curva sperimentale fornisce senz'altro una migliore previsione del comportamento globale del laminato FGA.

3.1.2 Caratteristiche meccaniche e comportamento a trazione della lamina di vetroresina UD S2/FM94

La vetroresina, costituente i laminati FGA analizzati in questo lavoro di ricerca, è costituita da fibre unidirezionali di vetro S2 e resina epossidica FM94, con percentuale in peso di fibre pari al 73%.

La lamina unidirezionale è prodotta da Cytec-Fiberite ed è fornita come "tape prepreg" (lamina pre-impregnata) di spessore nominale 0.125mm. Due tipologie di architettura sono state fornite da Alenia Aeronautica, 0/90 e 0/90//90/0 di spessore nominale 0.25mm e 0.5mm rispettivamente. Entrambi i Laminati, per la particolare architettura, sono godono di ortotropia speciale, ma solo il secondo risulta simmetrico ed è stato utilizzato per caratterizzare la lamina base UD.

Due distinti piani di prova sono stati seguiti per la caratterizzazione della vetroresina:

1. Materiale 0/90//90/0: prove per la determinazione delle caratteristiche meccaniche elastiche della lamina unidirezionale
2. Materiale 0/90: prove volte ad analizzare il comportamento a trazione della lamina cross-ply.

Prove per la determinazione delle caratteristiche meccaniche della lamina unidirezionale

Alle caratteristiche elastiche della lamina UD E_{11} , E_{22} , G_{12} , ν_{12} è possibile risalire mediante la prova di trazione e la prova di taglio in piano sul laminato simmetrico 0/90//90/0.

Dalla lamina simmetrica 0/90//90/0 sono stati ricavati tre campioni per la prova a trazione, conformemente alla norma ASTM D 3039-76, in forma rettangolare di 250mm in lunghezza e 25mm in larghezza, rinforzati con dei tabs in vetroresina di spessore 1mm incollati mediante colla epossidica Araldite 420 A/B. La macchina di trazione utilizzata è la MTS RT/50 con la velocità di deformazione impostata pari a 2 mm/min, mentre due estensimetri a *francobollo* per ciascun provino sono stati opportunamente incollati nella zona centrale per l'acquisizione dell'allungamento in direzione longitudinale e trasversale rispetto alla direzione di applicazione del carico. Gli estensimetri utilizzati sono della VISHAY MISCRO MEASUREMENT, tipo EA-13-031EC-120, il segnale è elaborato dallo scanner della VISHAY 5100B interfacciato con il software STRAINSMART.

La procedura e l'analisi dei risultati delle prove di trazione sono state effettuate seguendo il commento alla norma ASTM D 3039 a cura di E.W.Godwin (2000).

Per la prova di taglio in piano, data l'architettura del composito e naturalmente le attrezzature a disposizione si è eseguito il test di trazione su campioni tagliati a 45° rispetto la direzione principale del laminato simmetrico 0/90//90/0, conformemente alla norma ASTM 3518. I campioni sono in forma rettangolare e di uguali dimensioni dei precedenti realizzati per la prova di trazione, forniti di quattro tabs per provino. Anche in tal caso è necessario acquisire l'allungamento in entrambe le direzioni longitudinale e trasversale rispetto alla direzione di applicazione del carico e quindi su ciascun campione sono stati opportunamente incollati due estensimetri.

In figura 3.7 è riportata una delle tre coppie di diagrammi output della prova di trazione. Il grafico a sinistra mostra l'andamento stress-strain quando il laminato viene tirato secondo una delle due direzioni principali, la risposta è con buona approssimazione lineare anche se il diagramma a destra, in cui la deformazione in direzione trasversale è plottata in funzione della deformazione lungo l'asse di trazione, rivela che effetti di non linearità sono presenti già per deformazioni all'incirca del 15% del valore di deformazione a rottura in direzione 1. Mentre per le fibre può considerarsi valido il modello elastico lineare, la matrice ha comportamento non lineare, che si manifesta già prima che il laminato perda di resistenza; in aggiunta gli effetti di non linearità sono da attribuirsi a cedimenti della matrice limitati in piccole aree che propagandosi determinano il cedimento finale, sempre accompagnato della rottura finale del rinforzo.

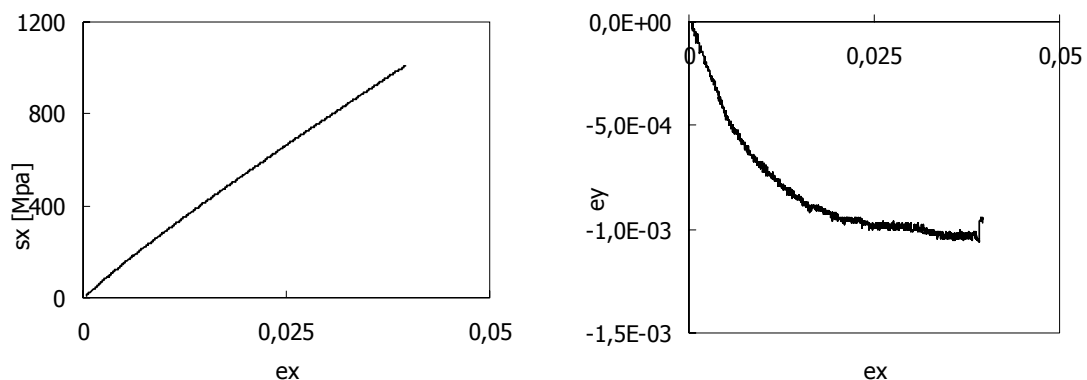


Figura 3.7: Diagramma stress-strain (sinistra) e strain x - strain y (destra) relativi alla prova di trazione eseguita sul laminato 0/90/90/0 .

La figura 3.8 contiene i diagrammi tensione-deformazione e deformazione longitudinale - trasversale relativi alla prova di taglio eseguita in conformità con la norma ASTM 3518 come prova di trazione sul laminato $\pm 45/\pm 45$. E' interessante osservare che il diagramma tensione-deformazione che determina il comportamento del materiale, è fortemente non lineare. I fenomeni di non linearità che intervengono possono sostanzialmente essere classificati a seconda delle cause:

- plasticizzazione dell'elemento matrice
- cricche nella matrice
- disallineamento delle fibre.

I primi due effetti sono già stati accennati, mentre l'effetto della distorsione delle fibre è rilevabile ogni qual volta la direzione di trazione non coincide con una delle direzioni principali del laminato. Difatti, per la natura dei materiali compositi, l'elemento rinforzo assorbe buona parte del

carico e la matrice, essendo meno resistente, non riesce a conservare l'architettura iniziale. Ciò vuol dire che durante la prova le fibre tendono ad allinearsi con la direzione del carico (Wisnom , 1995).

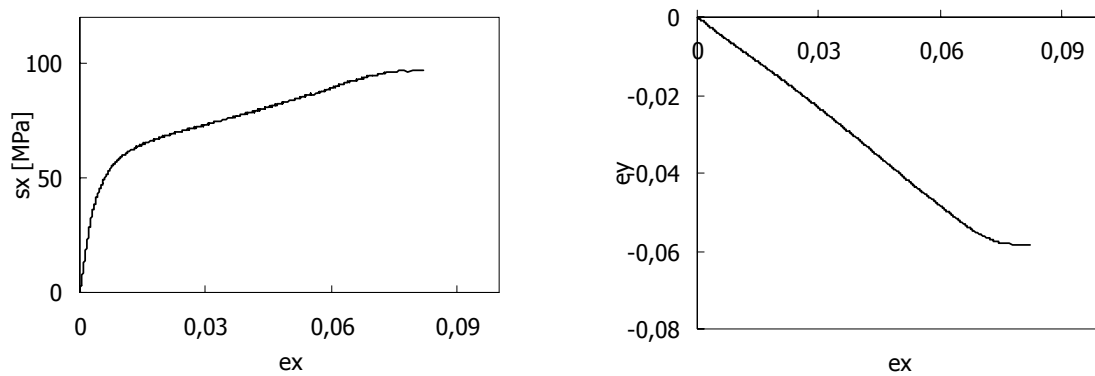


Figura 3.8: Diagramma stress-strain (sinistra) e strain x - strain y (destra) relativi alla prova di trazione eseguita sul laminato $\pm 45/\pm 45$.

Dal test di taglio in piano può subito ricavarsi l'andamento tipico della curva $\tau-\gamma$ per il laminato 0/90//90/0, in figura 3.9.

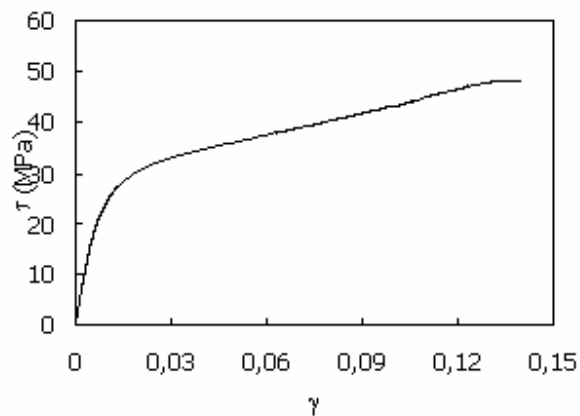


Figura 3.9: Diagramma $\tau-\gamma$ per il laminato 0/90//90/0

Le due tipologie di test permettono di calcolare per il laminato 0/90//90/0 le caratteristiche elastiche riportate in tabella III:

campione	$\theta_1/\theta_2//\theta_2/\theta_1$ *	E_x (MPa)	ν_{xy}	G_{12} (MPa)
0A	0/90//90/0	31151	0,10	
0B	0/90//90/0	27982	0,11	
0C	0/90//90/0	27373	0,08	
media		28835	0,09	
45A	45/-45//45/45	13174	0,79	3029
45B	45/-45//45/45	13010	0,67	3060
45C	45/-45//45/45	12851	0,80	3096
media		13013	0,75	3062

Tabella III: Caratteristiche elastiche risultato delle prove di trazione sui laminati $\theta_1/\theta_2//\theta_2/\theta_1$

* θ è l'orientazione della direzione principale della lamina UD rispetto all'asse di trazione

Restano immediatamente determinate le caratteristiche del laminato 0/90//90/0, riportate in tabella IV.

$E_1=E_2$	G_{12}	ν_{12}
GPa	GPa	
28.8	3.06	0.09

Tabella IV: Caratteristiche elastiche del laminato 0/90//90/0

I valori in tabella sono espressione, mediante le equazioni della macromeccanica, delle caratteristiche elastiche della singola lamina unidirezionale e permettono, pertanto, in via indiretta di risalire alle caratteristiche della lamina UD. Utilizzando i valori medi si giunge a determinare le caratteristiche elastiche della UD (tabella V) necessarie come input dell'algoritmo di previsione del comportamento a trazione del laminato ibrido FGA.

E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}
GPa	GPa	GPa	
48,6	8,5	3,1	0,33

Tabella V: Caratteristiche elastiche della lamina UD S2/epoxy

La via diretta, chiaramente, prevede di poter testare il materiale base (lamina unidirezionale) e risalire alle caratteristiche del laminato generico $\theta_1/\theta_2//\theta_2/\theta_1$.

Le prove di caratterizzazione della vetroresina permettono tra l'altro di calcolare i valori critici di trazione in direzione 1, ε_{1r} e σ_{1r} , e di taglio, γ_{12r} e τ_{12r} . Dalla curve $\sigma-\varepsilon$ e $\tau-\gamma$ relative al laminato 0/90//90/0 si ricavano i valori critici del suddetto laminato gabbellati nella seguente:

ε_{1r}	σ_{1r} (MPa)	γ_{12r}	τ_{12r} (MPa)
0.039	900	0.140	48.3

Tabella VI: Valori ultimi del laminato 0/90//90/0

I valori in tabella VI sono critici per il laminato 0/90//90/0 , ma danno un'indicazione sui valori ultimi della lamina unidirezionale. Le caratteristiche elastiche della lamina base sono calcolate in maniera esatta dall'analisi del comportamento elastico del laminato simmetrico 0/90//90/0, mentre la caratterizzazione a rottura dovrebbe essere realizzata testando direttamente il composito UD poiché le caratteristiche ultime in direzione 2 non ricavabili altrimenti in via sperimentale. Infatti l'esatta caratterizzazione sperimentale, elastica e a rottura, della lamina UD prevede di testare la lamina stessa, effettuando il test di trazione in entrambe le direzioni principali ed il test di taglio. E' naturale che ai valori caratteristici è possibile per via teorica (equazioni della micromeccanica) una volta note le caratteristiche meccaniche degli elementi fibra e matrice. In virtù della macromeccanica, però, la curva di un laminato 0/90 contiene informazioni sui valori di rottura parziale, come è stata definita nel paragrafo 2.3, ovvero sui valori di rottura in direzione 2. Infatti, il diagramma $\sigma-\varepsilon$ relativo alla prova di trazione in direzione principale, non è perfettamente lineare, ma presenta una variazione di pendenza in corrispondenza dei primi cedimenti nella matrice, essendo però il modulo della matrice molto inferiore al modulo delle fibre, il cambio di pendenza (ossia il cambio di rigidità) non è facilmente osservabile nel diagramma.

Dalle analisi dei dati sperimentali risulta che tale punto ha coordinate $(\varepsilon_x, \sigma_x) = (0.0067, 200)$, pertanto resta definita il valore della deformazione di rottura in direzione 2, da cui è calcolabile il corrispondente valore di tensione $\sigma_{2r} = E_2 \cdot \varepsilon_{2r}$

Per quanto concerne il diagramma del taglio, i valori ultimi non corrispondono ai valori critici, se per criticità si intende la "rottura parziale" del composito. In tale ottica i valori critici equivalgono ai valori ultimi del tratto linearmente elastico calcolato in conformità alla norma ASTM 3518. Seguendo le indicazioni della norma, commentata e analizzata da Broughton (2000), il modulo di taglio in piano è dato dall'equazione :

$$G_{12} = \frac{\sigma_x}{2(\varepsilon_x - \varepsilon_y)} = \frac{\tau_{12}'' - \tau_{12}'}{\gamma_{12}'' - \gamma_{12}'} \quad (3.1)$$

Ottenuto, cioè, dalla pendenza iniziale della curva di taglio calcolata nell'intervallo di deformazione dello 0.1-0.5%.

Riassumendo la tabella VII contiene i valori critici della lamina UD S2/FM94.

ε_{1r}	σ_{1r} (MPa)	ε_{2r}	σ_{2r} (MPa)	γ_{12r}	τ_{12r} (MPa)
0.039	1800	0.0067	56.7	0.011	67.3

Tabella VII: Valori critici della lamina UD S2/epoxy*Prove volte ad analizzare il comportamento a trazione della lamina cross-ply*

Il comportamento a trazione della vetroresina in esame è anticipatamente descritto a commento dei diagrammi output dei test meccanici volti alla caratterizzazione della lamina, si analizza in questa sezione il comportamento del semplice laminato cross-ply a seconda della direzione del carico di trazione. A tal fine sono stati condotti test di trazione secondo più inclinazioni $\theta = 0^\circ, 15^\circ, 25^\circ, 35^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ dell'asse principale di ortotropia rispetto alla direzione di applicazione del carico. Sono stati realizzati cinque campioni con orientazione del rinforzo $(\theta, \theta+90)$ tagliati dalla lamina $(0/90)$, di forma e dimensioni conformi alla norma ASTM D 3039. La macchina adoperata è sempre la MTS RT/50 su cui è stata impostata una velocità di deformazione pari a 2mm/min ed è stato utilizzato un estensometro Instron INSTRON 2620-604, con distanza tra i coltelli di 25mm, per l'acquisizione dell'allungamento nella parte centrale del provino.

Nella figura 3.10 sono plottati e confrontati i diagrammi $\sigma-\varepsilon$, risultato delle prove di trazione effettuate per diverse inclinazioni θ .

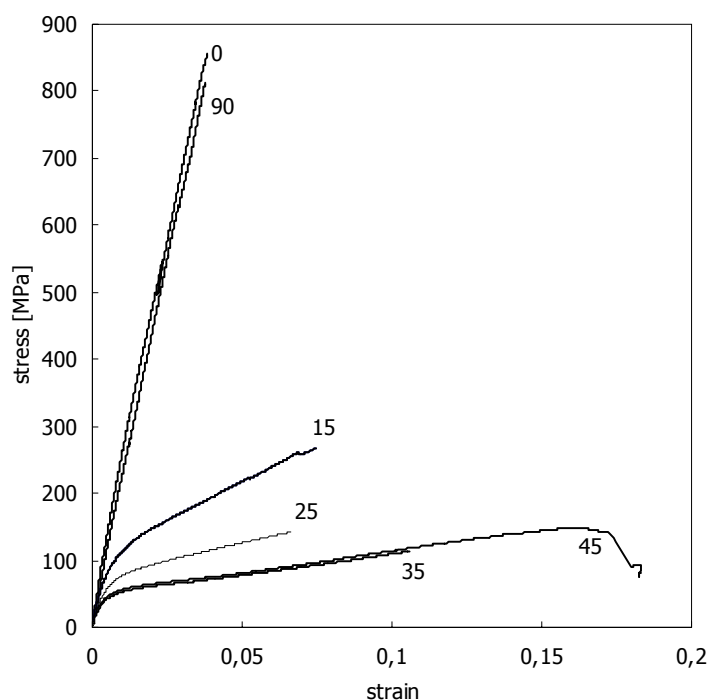


Figura 3.10: Confronto curve stress-strain della lamina S2/epoxy (0/90) al variare dell'inclinazione θ dell'asse principale di ortotropia del laminato con orientazione del rinforzo ($\theta/\theta+90$) rispetto all'asse di trazione.

Come discusso precedentemente, il comportamento della vetroresina a trazione diviene non lineare appena si considerano direzioni di trazione diverse da uno dei due assi di ortotropia e la non-linearità è tanto più evidente quanto maggiore è l'angolo θ , ovvero quanto minore è la possibilità delle fibre di fungere da elemento rinforzante. Mentre, quindi, al crescere di θ le fibre sopportano un aliquota sempre minore di carico, la matrice, inversamente, ne assorbirà un aliquota maggiore. Ciò comporta l'istaurarsi di micro-cricche nella matrice, determinando sia la perdita di funzionalità della matrice (elemento legante e responsabile del trasferimento del carico alle fibre) sia la progressiva perdita di resistenza del laminato. Si può supporre che tale fenomeno intervenga in corrispondenza del "ginocchio di plasticizzazione", dopo cui si osserva comunque un aumento della tensione dovuto anche a fenomeni di disallineamento delle fibre che tendono ad allinearsi con il carico.

In questo lavoro, analiticamente la pseudo-plasticizzazione della vetroresina è modellata modificando opportunamente la teoria classica della lamina. Si suppone, cioè, che la lamina possa danneggiarsi senza cedere, ma modificando unicamente le proprie caratteristiche: le matrici dell'equazione fondamentale della teoria della lamina vedranno variare i propri termini, in particolare saranno posti pari a zero i moduli E_2 e G_{12} che portano il contributo della matrice alla resistenza della

lamina. Nel piano stress-strain tale *gioco matematico* si traduce nel considerare il tratto post-elastico perfettamente plastico. Nel paragrafo 2.3 è stato descritto in dettaglio il modello analitico adoperato per la previsione del comportamento a trazione delle lamine di vetroresina all'interno del laminato FGA.

Limitando pertanto l'analisi dei risultati al solo tratto elastico, la figura 3.11 riassume i risultati delle 30 prove effettuate in termini di Modulo Elastico, E_θ . Nel diagramma i punti sperimentali (simboli) sono diagrammati in funzione di θ angolo di inclinazione della direzione principale di ortotropia rispetto all'asse di trazione, mentre la linea continua è la previsione analitica ottenuta calcolando il modulo elastico del laminato con orientazione del rinforzo ($\theta/\theta+90$). In virtù dell'equazione fondamentale della teoria della lamina (2.17), il modulo E_θ può scriversi come segue:

$$E_\theta = \frac{A_{11}A_{22} - A_{21}^2}{A_{22}} \cdot \frac{1}{h} \quad (3.2)$$

Dove A_{ij} , elemento di posizione i,j della matrice di rigidità del laminato con orientazione del rinforzo ($\theta, \theta+90$), è definito dalla prima equazione delle 2.16, ed h è lo spessore del laminato.

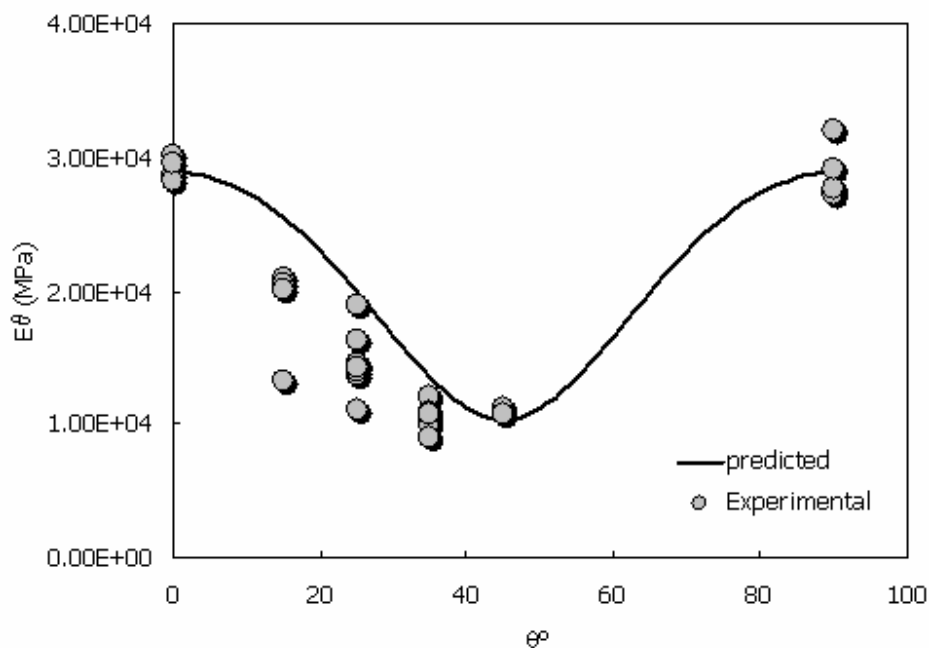


Figura 3.11: Andamento del modulo elastico E del laminato cross-ply (0/90) al variare dell'angolo θ di inclinazione della direzione principale di ortotropia rispetto all'asse di trazione

Dal grafico in figura 3.11 risulta che i punti sperimentali concordano con la previsione per le inclinazioni $\theta=0^\circ$ e $\theta=45^\circ$, secondo cui sono state realizzate i test di caratterizzazione sul laminato simmetrico ed equilibrato costituito da quattro lamine UD.

Per le restanti orientazioni, la previsione sovrastima i risultati sperimentali, accompagnati da una sensibile dispersione. Il non preciso allineamento del rinforzo con l'asse di trazione provoca una riduzione dell'effettiva area resistente (Manders e Kowalsky, 1987) e di conseguenza un' imprecisione nel calcolo delle caratteristiche rilevabili mediante il test di trazione, l'errore che ne deriva giustifica l'ampia dispersione dei dati sperimentali, relativi alle configurazioni off-axis. Inoltre, il laminato, testato secondo le direzioni off-axis, risulta non simmetrico e pertanto il calcolo del modulo elastico, in accordo con la (3.2), fornisce una sovrastima dello stesso, essendo trascurata l'aliquota della matrice [B] (ASM HANDBOOK, Vol.21).

3.2 Prove di trazione su laminati ibridi Alluminio/vetroresina: FGA 3/2 e FGA 2/1

Nel seguente paragrafo verranno descritte le prove meccaniche di trazione su due tipologie di laminati ibridi Alluminio-Vetroresina. I risultati delle prove costituiranno l'elemento di verifica dell'algoritmo di calcolo costruito per la previsione di un qualsivoglia laminato simmetrico FGA. Le due tipologie di materiale, fornite a scopo di ricerca da Alenia Aerospazio di Pomigliano d'Arco, sono costituite da lamine di Alluminio 2024-T3 e di vetroresina S2/FM94-73% in arrangiamento cross-ply, equivalenti al GLARE3 secondo la classificazione in tabella I nel capitolo 1.

I due materiali utilizzati sono distinti per numero di lamine e in particolare di seguito si farà riferimento all'uno all'altro secondo la seguente assegnazione:

- FGA 3/2, costituito da tre lamine di alluminio alternate con due lamine di vetroresina 0/90
- FGA 2/1, costituito da due lamine di alluminio alternate con una lamina di vetroresina 0/90.

Il secondo materiale pur godendo di una speciale ortotropia, non è simmetrico; è stato però introdotto nel piano di ricerca al fine di determinare l'adattabilità dell' algoritmo di calcolo presentato, ovvero delle ipotesi mosse.

Prove di trazione sul laminato FGA 3/2

Il laminato ibrido FGA 3/2 è costituito da tre strati di alluminio 2024-T3, 0.4 mm in spessore nominale, alternati a due strati 0/90 di vetroresina S2/epoxy, 0.26mm in spessore nominale.

Da ciascun pannello di materiale, un campione quadrato 20mm x 20mm è stato tagliato e pulito, concordemente alle tecniche metallografiche, e osservato sotto un microscopio ottico al fine di determinare esattamente lo spessore del laminato.

L'ingrandimento 24:1 della sezione è mostrato in figura 3.12, in cui le sezioni più chiare (perché riflettono maggiormente) sono sezioni dell'alluminio alternate alle lamine cross-ply di vetroresina.

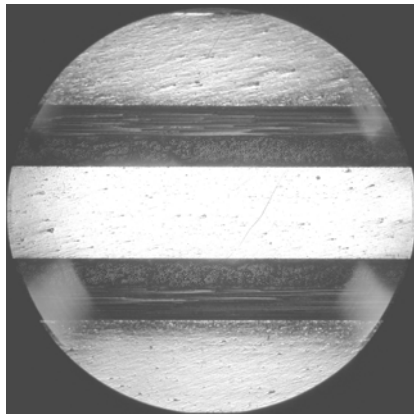


Figura 3.12: Ingrandimento 24:1 della sezione del laminato FGA 3/2.

Per chiarire la disposizione delle lamine unidirezionali che costituiscono il composito 0/90, un ingrandimento più spinto è mostrato in figura 3.13, in cui è possibile vedere la lamina cross-ply superiore.

La disposizione delle lamine nel FGA 3/2, quindi, è la seguente:

$$Al/0^{\circ}/90^{\circ}/Al/0^{\circ}/90^{\circ}/Al$$

In cui Al indica il metallo tutti orientati secondo la direzione di laminazione, gli angoli indicano la generica orientazione θ° di ciascuna lamina UD di vetroresina rispetto alla direzione di laminazione del metallo.

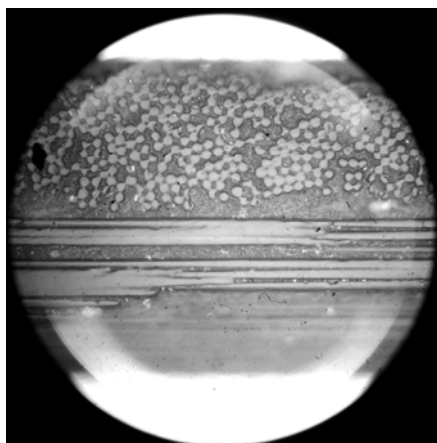


Figura 3.13: Ingrandimento 200:1 della sezione della lamina 0/90 nel laminato FGA 3/2.

In figura 3.12 è sovrapposta all'ingrandimento una scala millimetrica (unità principale 1mm), è possibile così determinare gli spessori reali dei singoli componenti e quindi del laminato; questo ultimo risulta di 1.76mm in spessore, mentre a titolo di verifica si sono misurati gli spessori di ciascun singolo componente.

componente	spessore misurato	
Alluminio	0.41	mm
Vetroresina UD	0.13	mm

Lo spessore dell'alluminio è stato misurato previa bruciatura del composito, mentre la vetroresina è stata isolata e poi misurata in spessore in seguito ad una abrasione chimica del metallo. Come già specificato nel primo capitolo in merito al processo di fabbricazione, tra lamina di vetroresina e alluminio viene collocato un sottilissimo strato di primer adesivo Cytec BR-127 a cui si addebita 1 mm di scarto tra spessore misurato e spessore dedotto come somma dei componenti del laminato. Le lamine di alluminio, inoltre, sono ricoperte con una speciale vernice di uso aeronautico.

Dal composito ibrido di forma rettangolare di lunghezza di circa 1000mm, sono stati ricavati diciotto provini di dimensione e forma conformi alla norma ASTM D 3039-76, tagliati secondo sei orientazioni rispetto alla direzione di laminazione del metallo. Indicato con θ l'angolo di orientazione del rinforzo $\theta/\theta+90$ rispetto alla direzione di taglio, le inclinazioni considerate sono:

$$\theta = 0^\circ, 15^\circ, 25^\circ, 35^\circ, 45^\circ, 90^\circ.$$

Ciascun campione è di forma rettangolare, 200mm in lunghezza e 20mm in larghezza, dotato di tab rinforzanti in alluminio incollati mediante colla epossidica Araldie 420 A/B. La prova di trazione è condotta fino a perdita di resistenza, con velocità di deformazione di 2mm/min mediante la macchina

MTS RT50. L'allungamento nella zona di massimo scorrimento è registrato con l'estensometro INSTRON 2620-604 con distanza tra i coltelli di 25 mm.

Di seguito sono mostrati nelle figure 3.14 i risultati in termini di curva stress-strain relativi alle prove eseguite, in ogni grafico θ indica l'orientazione del rinforzo (in arrangiamento cross-ply $\theta, \theta+90^\circ$) rispetto alla direzione di trazione.

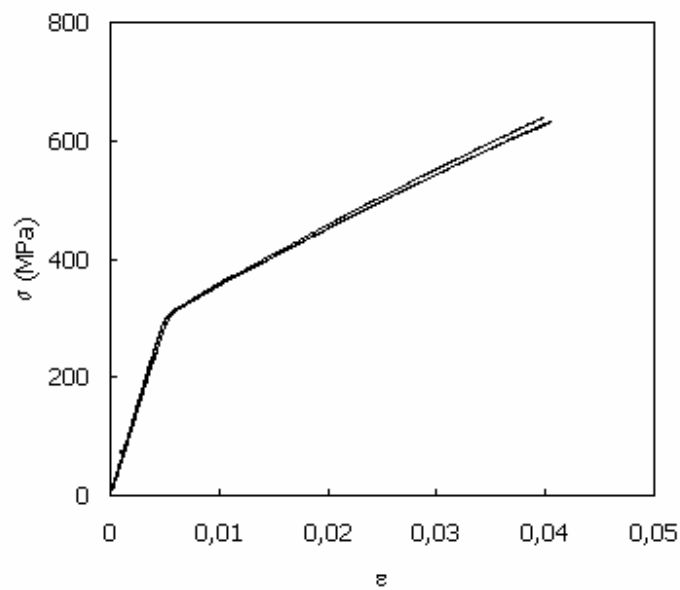


Figura 3.14 (a): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=0^\circ$

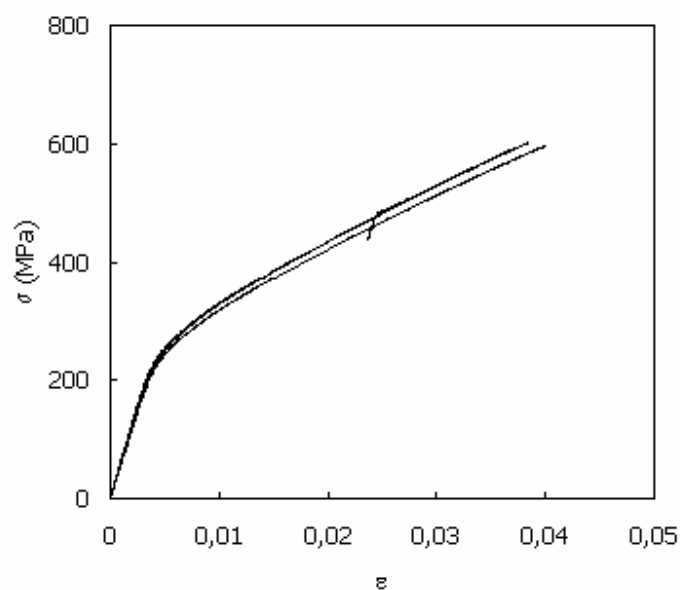


Figura 3.14 (b): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=90^\circ$

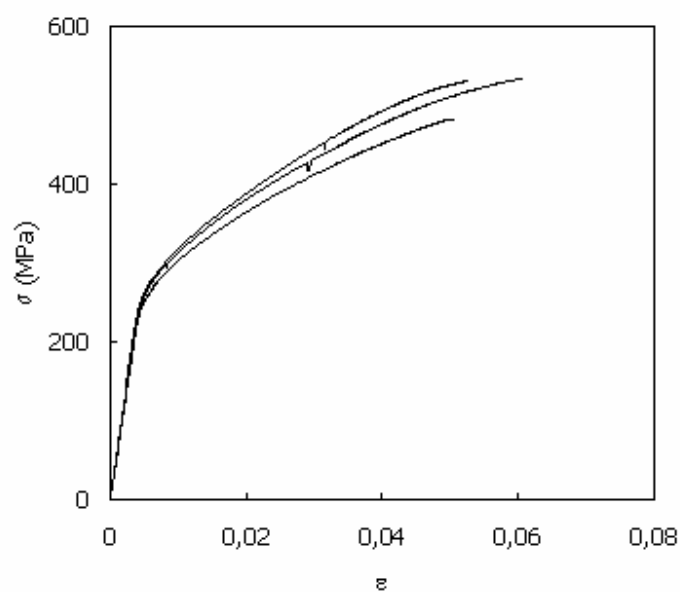


Figura 3.14 (c): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=15^\circ$

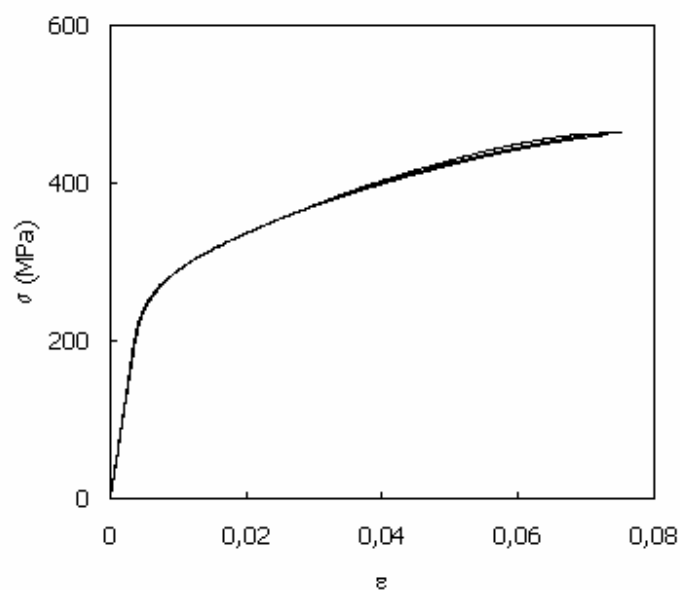


Figura 3.14 (d): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=25^\circ$

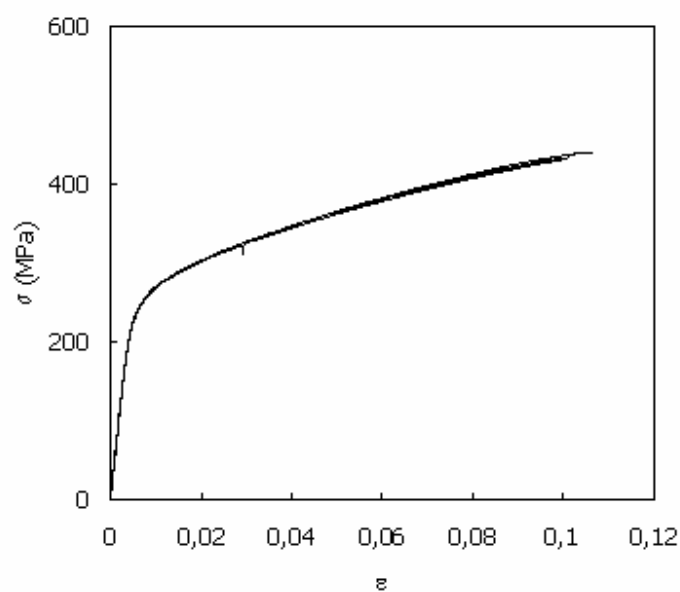


Figura 3.14 (e): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=35^\circ$

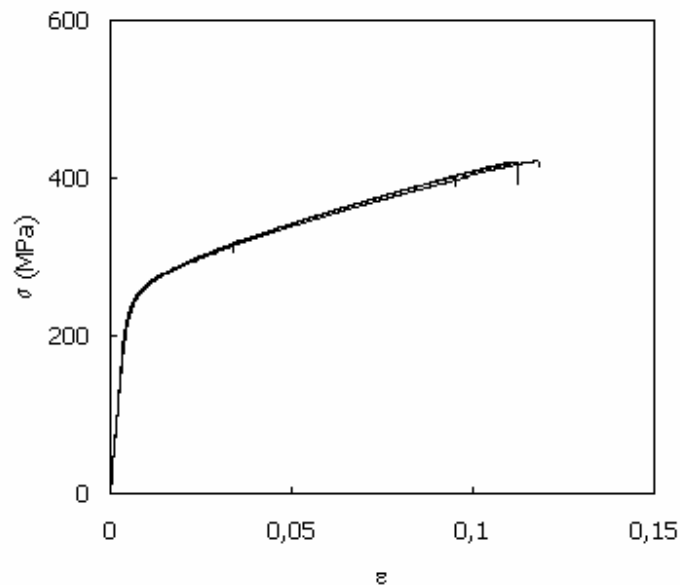


Figura 3.14 (f): curve σ - ϵ dei tre campioni di laminato FGA 3/2 con $\theta=45^\circ$

I diagrammi σ - ϵ suggeriscono immediatamente le seguenti osservazioni.

- Dal confronto delle figure (a) e (b), l'anisotropia della lega di alluminio 2024-T3 influenza il laminato FGA che risulterà anch'esso anisotropo nelle stesse modalità discusse nel paragrafo 3.1.1. In direzione di laminazione del metallo, il laminato presenta un marcato ginocchio di plasticizzazione, corrispondente a valori più elevati rispetto alla direzione trasversale, ciò influenza l'intero tratto plastico fino a rottura, caratterizzata, pertanto, da valori ultimi moderatamente inferiori.
- I tre grafici relativi alla prova $\theta=15^\circ$ presentano una certa dispersione dei dati in campo plastico. La risposta non univoca del materiale potrebbe essere causata dai fattori accidentali che determinano la "rottura parziale" delle lamine di vetroresina, di cui se ne è ampiamente discusso nel paragrafo 3.2.
- Il comportamento non lineare del materiale è tanto più marcato, quanto maggiore è l'angolo θ . Per inclinazioni maggiori, infatti, le lamine di composito presentano caratteristiche elastiche peggiori, e contemporaneamente l'alluminio risulterà sopportare un aliquota di carico maggiore, condizionando in misura maggiore l'andamento dell'intera curva.
- I valori di ultimi in termini di deformazione, variano da circa 3.9% per $\theta=0^\circ$ a 11.4% per $\theta=45^\circ$ ovvero da valori di rottura caratteristici della vetroresina S2/epoxy 73% a valori caratteristici dell'alluminio, a conferma di quanto detto al punto precedente.

θ °	E GPa	σ_r MPa	ε_r %
0	60.2	638.7	4.0
0	61.4	632.0	4.1
0	58.2	631.9	4.0
	59.9	634.2	4.0
15	56.2	530.9	5.3
15	56.4	533.2	6.0
15	58.0	483.0	5.1
	56.8	515.7	5.5
25	54.8	463.1	7.3
25	53.6	465.8	7.5
25	54.4	462.1	7.3
	54.3	463.7	7.4
35	53.0	440.8	10.7
35	53.0	434.0	10.1
35	52.9	430.3	10.0
	53.0	435.0	10.3
45	52.4	421.1	11.2
45	52.3	421.9	11.8
45	52.7	420.6	11.3
	52.5	421.2	11.4
90	57.9	596.9	4.0
90	58.9	638.7	4.8
90	62.4	592.6	3.7
	59.7	609.4	4.2

Tabella VIII: Valori caratteristici del laminato FGA 3/2 al variare dell'inclinazione principale θ del rinforzo rispetto all'asse di trazione.

Nella tabella che segue, sono riportati i valori caratteristici ricavabili dall'analisi delle curve nelle figure 3.14, i valori medi per ciascun campione sono riportati in grassetto.

Prove di trazione sul laminato FGA 2/1

Il laminato ibrido FGA 2/1 è costituito da due strati di alluminio 2024-T3 di spessore 0.2mm intervallati da una lamina di vetroresina cross-ply 0/90 del tipo S2/FM94 contenente il 73% di fibre in peso e di spessore 0.26mm. In accordo con la nomenclatura adottata per il laminato FGA 3/2, il lay-up del FGA 2/1 è

$$Al/0^\circ/90^\circ/Al$$

Da un pannello di forma rettangolare in dimensioni 1000mm x 500mm, sono stati tagliati tre provini per ciascuna delle cinque direzioni θ del rinforzo rispetto la direzione di laminazione del metallo. Le direzioni considerate sono la seguenti:

$$\theta = 0^\circ, 15^\circ, 25^\circ, 35^\circ, 45^\circ.$$

Non si è considerata l'inclinazione $\theta=90^\circ$, presente nelle analisi del laminato FGA 3/2, per mancanza di materiale. La misura degli spessori reali è stata in parte dedotta dalle analisi precedenti: mentre per la vetroresina si è supposto valido lo spessore 0.13mm per ciascuna lamina unidirezionale, l'alluminio è stato misurato mediante micrometro, previo l'isolamento dello stesso mediante bruciatura del composito. La bruciatura del composito ibrido permette di eliminare la matrice, il risultato dell'operazione pertanto è ottenere la separazione delle lamine di alluminio dal rinforzo. In tal modo si è potuto anche verificare la composizione del composito, in termini di percentuale in peso e volumetrica.

Conformante alla norma ASTM D 3039-76, ciascun provino è di forma rettangolare, 200mm in lunghezza e 20mm in larghezza, ed è dotato di tab rinforzanti in alluminio, incollati mediante colla epossidica Aralie 420 A/B. La prova di trazione è condotta fino a perdita di resistenza, con velocità di deformazione di 2mm/min mediante la macchina MTS RT50. L'allungamento nella zona di massimo scorrimento è registrato con l'estensometro INSTRON 2620-604 con distanza tra i coltelli di 25 mm.

Nelle figure 3.15 sono riportate le curve tensione-deformazione risultato delle prove di trazione introdotte.

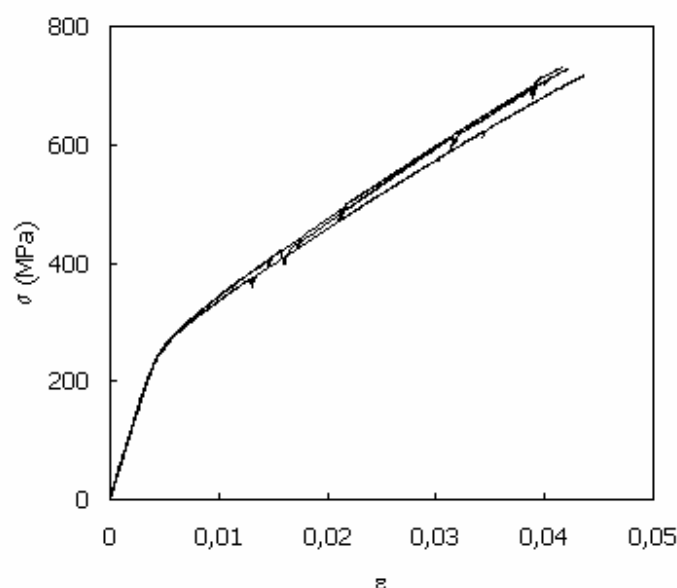


Figura 3.15 (a): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 2/1 con $\theta=0^\circ$

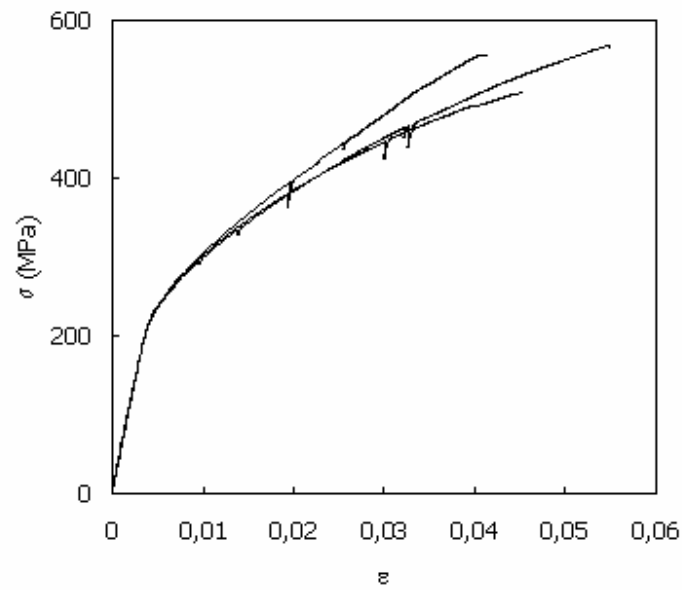


Figura 3.15 (b): curve σ - ϵ dei tre campioni di laminato FGA 2/1 con $\theta=15^\circ$

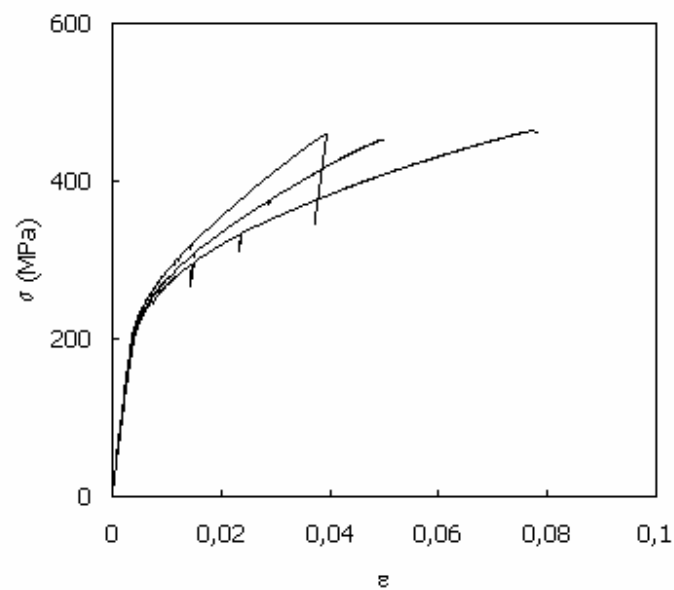


Figura 3.15 (c): curve σ - ϵ dei tre campioni di laminato FGA 2/1 con $\theta=25^\circ$

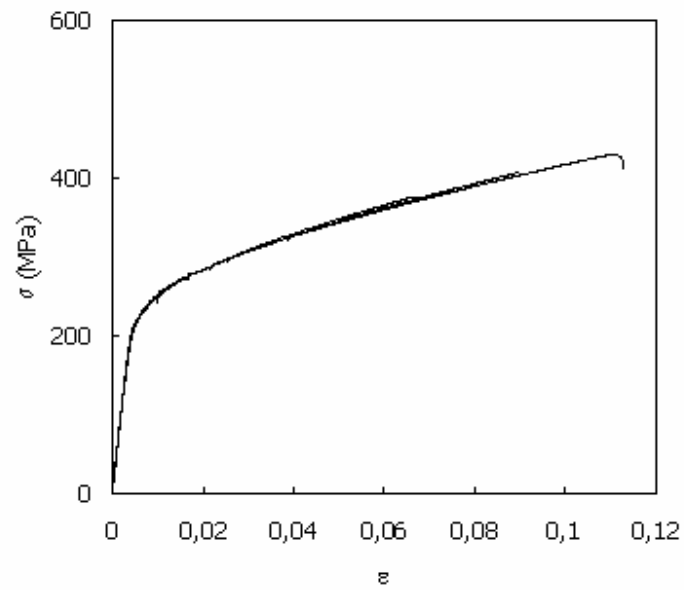


Figura 3.15 (d): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 2/1 con $\theta=35^\circ$

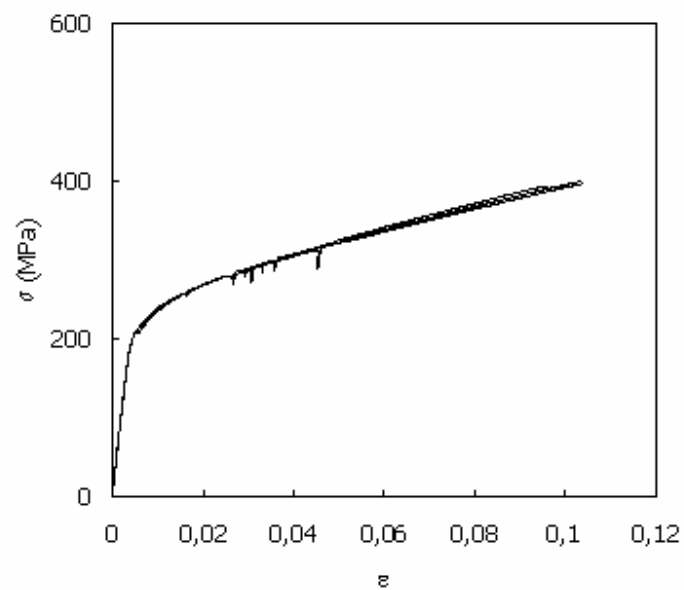


Figura 3.15 (e): curve σ - ε dei tre campioni di laminato FGA 2/1 con $\theta=45^\circ$

Le curve $\sigma-\varepsilon$ rispondono alle caratteristiche già evidenziate nella precedente sezione, fenomeni di forte non linearità sono presenti per tutte le cinque inclinazioni considerate, ma diventano più influenti per orientazioni θ crescenti, in corrispondenza cioè della minore influenza del composito nel fungere da elemento rinforzante. I diagrammi relativi alle inclinazioni $\theta=15^\circ$ e $\theta=25^\circ$ presentano una notevole dispersione nel tratto plastico, individuando per ciascuna inclinazione un set di valori di deformazione e tensione ultime (tabella IX) affette da una deviazione significativa. Si noti che tali orientazioni, così come l'orientazione $\theta=25^\circ$ per il laminato FGA 3/2, sono "di passaggio" da valori di deformazione massima caratteristici della vetroresina ($\theta=0^\circ$) e valori propri dell'alluminio ($\theta=35^\circ$ e $\theta=45^\circ$).

θ °	E GPa	σ_r MPa	ε_r %
0	58.5	732.6	4.2
0	57.9	729.0	4.2
0	60.7	717.1	4.4
	59.0	726.3	4.3
15	58.1	567.7	5.5
15	56.1	508.2	4.5
15	60.1	556.5	4.2
	58.1	544.1	4.7
25	56.7	464.0	7.8
25	58.4	460.2	3.9
25	51.1	453.3	5.0
	55.4	459.2	5.6
35	48.5	407.8	9.0
35	48.3	377.4	7.0
35	51.2	430.7	12.0
	49.3	405.3	9.3
45	47.0	396.1	10.4
45	50.5	394.3	9.6
45	48.7	399.9	10.4
	49.1	396.7	10.1

Tabella IX: Valori caratteristici del laminato FGA 2/1 al variare dell'inclinazione principale θ del rinforzo rispetto all'asse di trazione.

Un laminato ibrido Alluminio-Vetroresina è il connubio delle prestazioni degli elementi costituenti: la rigidità dell'alluminio e la resistenza della vetroresina. Quindi confrontando le tabelle VIII e IX, si nota subito che il laminato FGA 3/2 caratteristiche elastiche superiori rispetto al FGA 2/1, ciò è dovuto alla maggiore quantità di alluminio, ragionando naturalmente in termini di spessore. La quantità di alluminio presente nei laminati FGA 3/2 e FGA 2/1 è rispettivamente pari a 68% e 60%. In termini di resistenza il secondo laminato risulta maggiormente performante, contenendo una percentuale maggiore di rinforzo. Questo ultimo confronto vale ragionando sul laminato, se infatti si

considerano inclinazioni diverse dalla direzione di laminazione del metallo, migliori performance a rottura sono associate al laminato contenente più metallo. Per suddette orientazioni bisogna considerare che le fibre hanno minore possibilità di fungere da elemento rinforzante, come discusso in precedenza.

3.3 Determinazione delle deformazioni residue

Il comportamento del laminato ibrido Alluminio-Vetroresina è fortemente non lineare, pertanto caratterizzato da un tratto elastico ed uno plastico. L'applicazione di un carico, superiore al carico di snervamento, provocherà nel materiale una deformazione residua. Tali deformazioni possono dipendere dalla storia di carico subita dal materiale o dipendere unicamente dal livello di tensione in corrispondenza del quale si effettua lo scarico del materiale.

Seguendo le procedure descritte in merito alle prove di trazione, cinque campioni sono stati realizzati, in direzione $\theta=0^\circ$, dal laminato FGA 3/2. Per ciascun campione si è pianificata una storia di carico, caratterizzata da al più dieci valori di carico, L_i , (il limite massimo è stabilito dal software di gestione della macchina MTS RT/50) in corrispondenza dei quali si effettua lo scarico e quindi si registra la deformazione residua ε_{ri} . Individuati

- il carico massimo, L_{max}
- il carico di snervamento L_y , corrispondente alla tensione di snervamento σ_{02}

si è proceduto secondo il seguente piano:

estremi dei carichi critici		
ripetizioni	L_1	L_{10}
1	0	L_{max}
3	L_y	L_{max}
1	$L_y - 9A$	$L_y + A$

Tabella X: Indicazione dei valori di primo ed ultimo carico tra cui si effettua il test di trazione "loading-unloading".

Dove L_1 ed L_{10} sono rispettivamente primo ed ultimo carico a cui si effettua lo scarico, mentre A è posto pari a $L_{max}/20$. Maggiore importanza si è data alla determinazione delle deformazioni residue nel tratto plastico, come mostra la pianificazione della prove.

Dalle prove di trazione semplice, si ricavano i valori medi della tensione di snervamento e della tensione ultima e quindi i corrispondenti valori di carico, riportati in tabella XI.

	Tensione MPa	Carico kN
snervamento	333	0.586
rottura	634	1.116

Tabella XI: Valori critici per il laminato FGA 3/2 di spessore 1.76mm

In figura 3.16, viene mostrato il diagramma σ - ε relativo al primo dei test pianificati in tabella X. Per chiarire la procedura del test e la scelta dei valori L_i , si esamina in dettaglio la prova scelta. Il programma TESTWORK di gestione e comando della macchina prevede la possibilità di settare il limite massimo di carico imponibile sul provino, mediante una metodo appositamente costruito. Impostati quindi i dieci valori di carico uniformante distribuiti nell'intervallo $[L_1, L_{10}]$, in particolare per il test considerato:

$$L_i = (0, 120, 240, 360, 480, 600, 720, 840, 960, 1080, 1200) \text{ [N]}$$

Avendo maggiorato all'intero il valore di L_{\max} . La macchina, con velocità di deformazione pari a 2mm/min, applicherà sul provino un carico di trazione fino al raggiungimento del primo carico critico di 120N, dopodichè il provino sarà scaricato, con uguale velocità. A carico nullo, il valore di deformazione residua, ε_r , verrà registrato ed a partire da tale punto di coordinate $(\varepsilon_r, 0)$ il provino sarà di nuovo caricato fino al raggiungimento del prossimo carico critico, e così via. Restano, quindi, determinate le coppie $(\sigma_{\max}, \varepsilon_r)$ di tensione massima di ciascun ciclo e deformazione residua dal ciclo stesso.

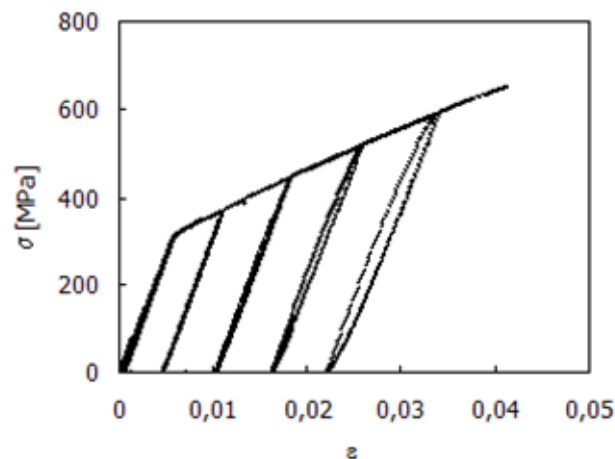


Figura 3.16: Diagramma σ - ε relativo al test di "loading-unloading" sul laminato FGA 3/2

Si noti che la tensione massima è molto vicina al valore di resistenza ultima registrata nella prova di trazione, come appare confrontando la figura 3.16 con il grafico 3.14 (a). Da tale confronto si può, inoltre, notare dalla sovrapposizione delle due curve determina scostamenti praticamente nulli, ciò suggerisce che le deformazioni residue dipendono unicamente dal valore di tensione in corrispondenza di cui si effettua lo scarico e non dipendono invece dalla storia di carico raggiunta per ottenerle.

Nel grafico successivo le deformazioni residue, risultato di ciascuno dei cinque test (ciascuno indicato con un particolare simbolo), sono plottate in funzione della tensione in corrispondenza di cui avviene lo scarico.

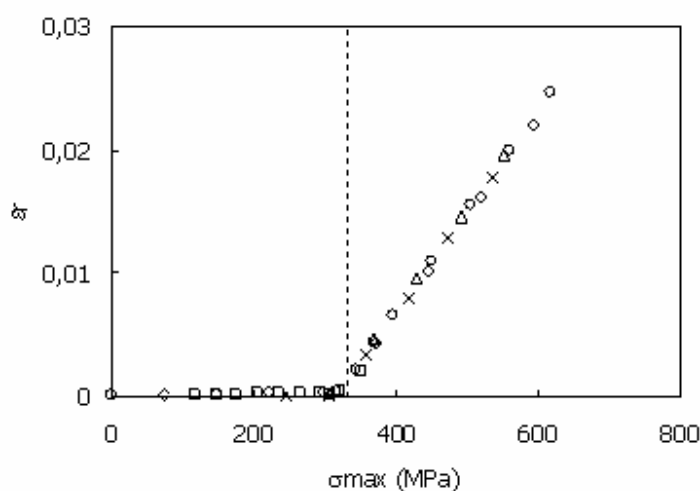


Figura 3.17: Ingrandimento del tratto elastico del diagramma σ - ε relativo al test di "loading-unloading" sul laminato FGA 3/2

La linea verticale è il valore medio della tensione di snervamento, σ_y calcolata secondo il metodo del "offset" descritto dalla norma ASTM E8M, settando il valore di off-set pari a 0.2%. Il metodo dell'off-set è evidentemente adatto per la distinzione tra tratto elastico e plastico, infatti al di sotto di σ_{02} non sono misurabili deformazioni plastiche.

La distribuzione delle deformazioni residue in funzione dello sforzo massimo appare lineare, il che suggerisce che il tratto di scarico è anch'esso lineare, come si può osservare anche dal grafico in figura 3.16 per valori non prossimi alla rottura. Infatti all'aumentare della tensione massima del ciclo, la curva di scarico diviene sensibilmente non lineare e, così come trovato da Kenaga (1987), l'esistenza dell'isteresi è molto più evidente.

3.4 Prove di taglio nel piano

Sono state condotte prove di taglio in piano al fine di determinare le caratteristiche elastiche e a rottura e il comportamento a taglio del laminato ibrido, nonché per verificare l'algoritmo di calcolo costruito. Il materiale usato per le precedenti prove non è stato purtroppo sufficiente per effettuare i test di taglio, pertanto è stato utilizzato un'altra tipologia di FGA 3/2 con alluminio 2024-T3, di 0.3mm in spessore.

La prova, nota come "Iosipescu test", è stata condotta in accordo alla normativa ASTM D5379 e la relativa nota tecnica della Structural Lamiantes Company. La metodologia prevede i seguenti passi:

- i bordi di ogni provino sono ispezionati al microscopio e sono scartati tutti i provini che presentano delaminazioni, scollamenti, cricche e alterazioni geometriche;
- di ogni provino sono misurati, nella sezione di intaglio, lo spessore e la larghezza con un'approssimazione di 0.01 mm.

I provino ha geometria rettangolare con intaglio nella sezione centrale, forma e dimensioni sono riportate nella figura 3.18 e nella successiva tabella.

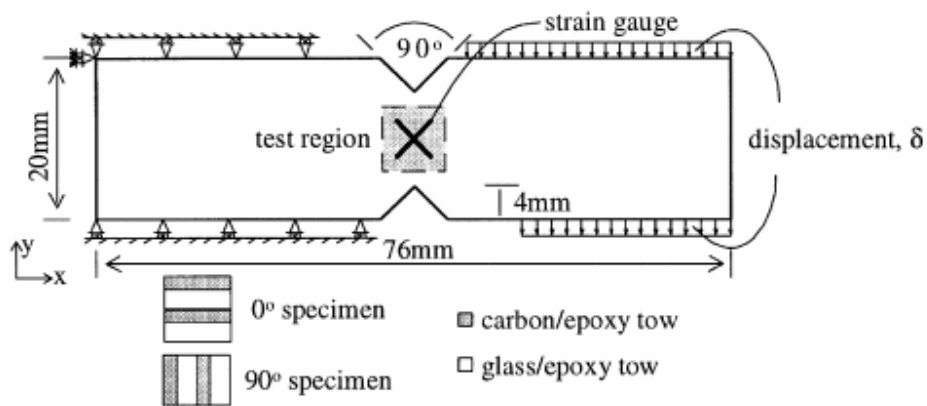


Figura 3.18: Forma del provino secondo la ASTM D 5379

Altezza nominale w	11.40	mm
Spessore nominale s	1.40	mm
Altezza media misurata w_m	11.30	mm
Spessore medio misurato s_m	1.39	mm

Tabella XII: Dimensioni del provino secondo la ASTM D 5379

Siccome la provetta ha uno spessore nominale di 1.4 mm (minore di 2.5 mm valore limite indicato nell'ASTM D5379) si ricorre a quattro tabs, presenti su entrambe le sue facce e che servono a maggiorarne lo spessore nelle zone di contatto con l'attrezzo di prova, ciò al fine di evitare la nascita di sollecitazioni di torsione che possono alterare i risultati della prova. Per evitare errori di complanarità tra provino e tabs si è proceduto ad incollare su entrambe le facce del pannello di partenza un certo numero di strisce in lega di alluminio, in modo che in un'unica operazione di taglio si ottenesse il provino completo (tabs compresi). Nella sezione centrale vengono incollati due estensimetri disposti a $\pm 45^\circ$ rispetto all'asse del provino, come si vede in figura 3.19 .

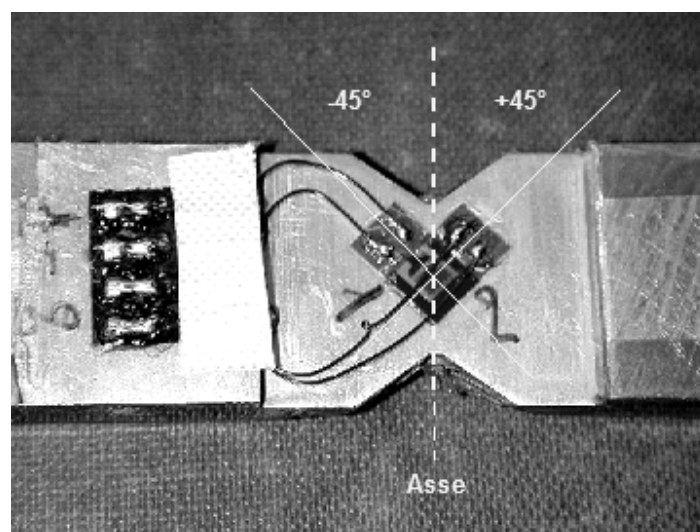


Figura 3.19: Disposizione degli estensimetri nella sezione centrale del provino

La macchina di prova è una semplice macchina di trazione, su cui viene montato un particolare attrezzo atto a trasmettere nel provino uno stato di sollecitazione di taglio puro.

L'attrezzo necessario all'esecuzione della prova è costituito da (figura 3.20) :

- snodo su cui il punzone della macchina statica esercita il carico P e che serve ad assicurarne sempre e comunque la verticalità ;
- cunei di bloccaggio, servono a serrare il provino nell'attrezzo ;
- parte fissa, è la parte immobile dell'attrezzo ;
- parte mobile, è quella solidale al provino e al punzone ed animata dallo stesso moto di questo ultimo.

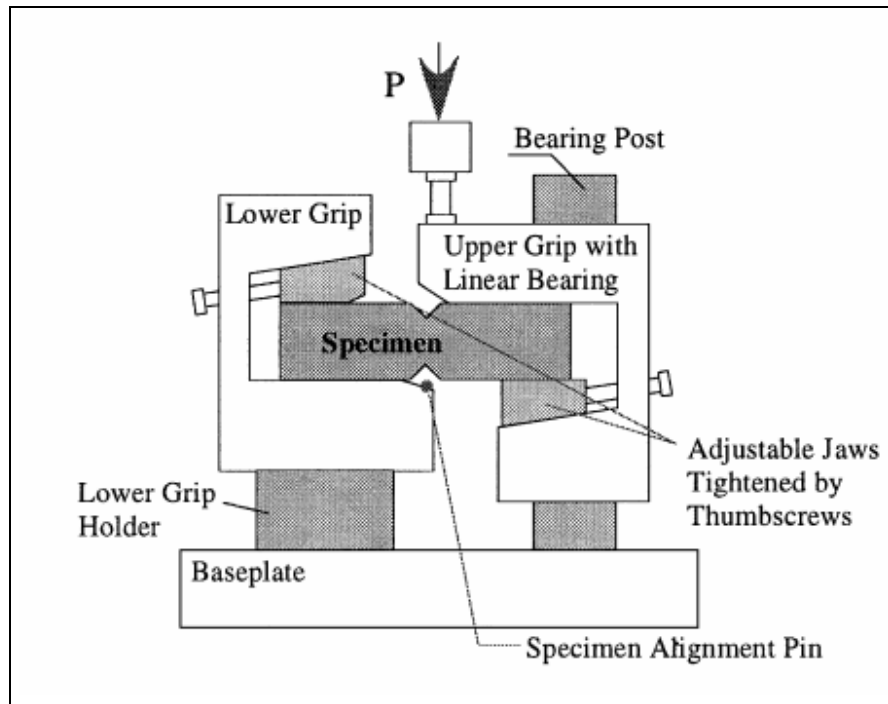


Figura 3.20: Attrezzatura per il "Iosipescu test"

La prova di taglio nel piano è eseguita in controllo di corsa imponendo al punzone una velocità di abbassamento di 0.5 mm/min fino alla rottura del provino.

Le condizioni di carico e sollecitazione di questo ultimo sono riportate nella figura seguente (Morton, 1992) da cui si evince che nella sezione di mezzeria il momento flettente è nullo e il taglio è massimo e pari a P (carico esercitato dal punzone sul provino e monitorato durante la prova).

Una delle grandezze da determinare nell'ambito della prova di taglio nel piano è lo scorrimento γ nella sezione di mezzeria del provino, ottenuto tramite la relazione :

$$\gamma = |\epsilon_{+45^\circ}| - |\epsilon_{-45^\circ}| \quad (3.3)$$

dove :

- ϵ_{+45° è la contrazione lineare nella sezione di mezzeria secondo la direzione a $+45^\circ$ rispetto all'asse del provino e misurata sperimentalmente tramite il corrispondente estensimetro ;
- ϵ_{45° è la dilatazione lineare nella sezione di mezzeria secondo la direzione a -45° rispetto all'asse del provino e misurata sperimentalmente tramite il corrispondente estensimetro.

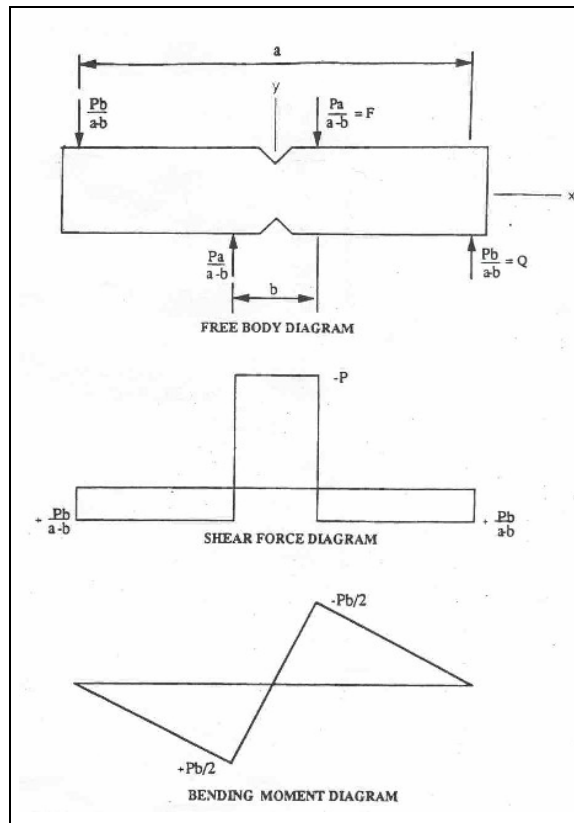


Figura 3.21: Diagrammi del taglio e del momento flettente

L'altra grandezza da determinare durante la prova è la tensione tangenziale τ nella sezione di mezzeria, che si ritiene essere qui uniformemente distribuita; la relazione analitica utilizzata per il calcolo è la seguente :

$$\tau = \frac{P}{b \cdot s} \quad (3.3)$$

dove :

- P è la sollecitazione di taglio agente nella sezione considerata (coincide col carico applicato al provino);
- b è l'altezza del provino nella sezione considerata ed è misurata tramite calibro;
- s è lo spessore del provino nella sezione considerata ed è misurato tramite calibro.

Nelle figure seguenti sono riportati su uno stesso grafico $\gamma-\tau$, le curve risultato di ciascuna delle cinque prove effettuate.

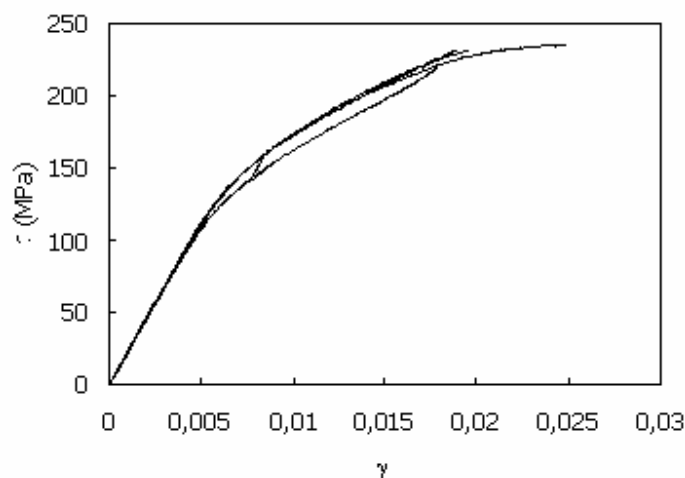


Figura 3.22: Curve τ - γ risultato delle prove di taglio sul laminato FGA 3/2.

Dal curve diagrammate in figura 3.22, possono essere ricavate le grandezze caratterizzanti il materiale a taglio, quali modulo di taglio, G , tensione di snervamento, τ_{sn} , e valori di deformazione e resistenza ultimi. La tensione di snervamento τ_{sn} , che segna convenzionalmente il passaggio dal comportamento elastico a quello elasto-plastico, è calcolata, in conformità alla norma, come il valore in corrispondenza del quale il modulo di taglio secante assume un abbattimento dello 0.2% rispetto al valore iniziale.

I dati riassuntivi delle prove di taglio in piano, secondo il test di Iosipescu, sono listati in tabella XIII.

G MPa	τ_{sn} MPa	ε_u	σ_u MPa
22881	106,5	0,014	193,2
22537	118,6	0,019	231,6
23069	111,5	0,020	231,7
21981	88,21	0,018	221,2
22805	111,2	0,025	235,9
22654	107,2	0,019	214,7

Tabella XIII: Caratteristiche meccaniche calcolate tramite al Prova di taglio in piano sul laminato FGA 3/2.

In tabella i valori che solitamente vengono detti di rottura, sono stati indicati come valori ultimi. Difatti nessuno dei provini è stato portato a rottura completa. Considerando il generico test a taglio nel piano si è notato che al punto di massimo del diagramma τ - γ nella provetta si generano, in prossimità della sezione di prova, un serie di debonding (figura 3.23). Praticamente, una frattura prematura causata dalla concentrazione delle tensioni, in prossimità di geometrie singolari, può determinare la

non perfetta adattabilità del test nella determinazione della resistenza a taglio per i laminati ibridi, come notato già da M.Y.M. Chiang e J. He (2002).

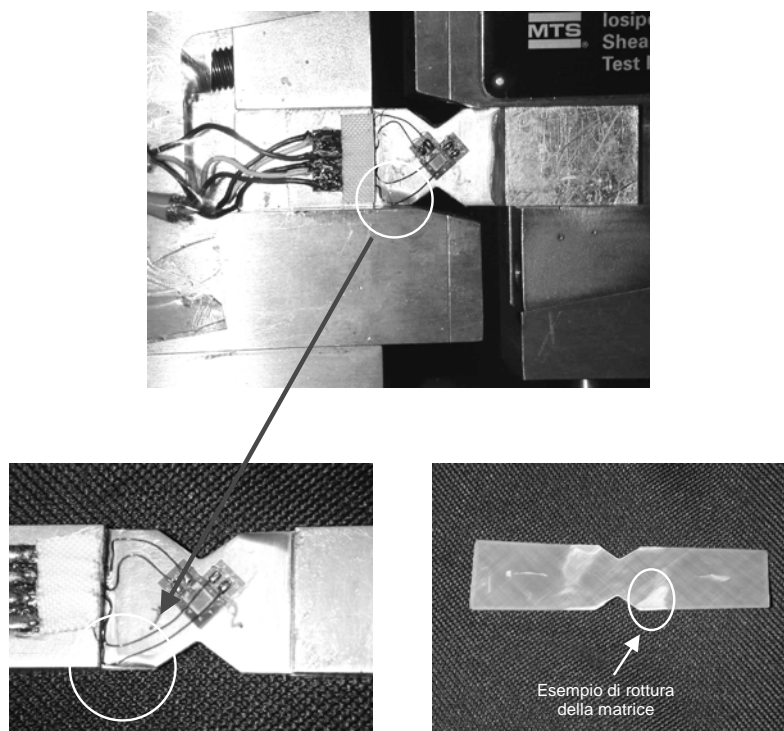


Figura 3.23: Aspetti caratteristici della rottura del provino FGA 3/2 soggetto a carico di taglio nella modalità del test di Iosipescu.

Da una più attenta analisi si è attestato che queste rotture si innescano prima del punto considerato come ultimo sul diagramma. Per affermare quanto detto, sono state testati ulteriori provini con livelli di carico crescenti e di seguito si è proceduto all'analisi visiva dello stato del prepreg, previa abrasione chimica dell'alluminio in soluzione acquosa di soda caustica. La vetroresina, isolata dall'alluminio, infatti presenta una zona di cricatura, tanto più estesa quanto maggiore è il carico applicato, come si osserva dalla figura 3.24.

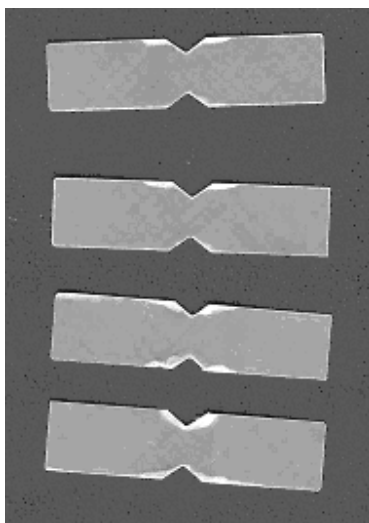


Figura 3.24: Cricche nella matrice innestasi inseguito all'applicazione del carico tagliante, per valori crescenti della tensione da taglio (dall'alto verso il basso)

Le cricche nella matrice si innescano già prima dello snervamento e quindi si può affermare che la rottura è dovuta essenzialmente ai fenomeni di debonding. Allo stesso fenomeno può essere addebitata la dispersione delle curve $\tau-\gamma$ al di là del tratto elastico, come si nota dal diagramma in figura 3.22.

3.5 Acquisizione dell'emissione acustica correlata alla trazione del FGA 3/2.

Come anticipato nell'introduzione del corrente capitolo, alcune prove di trazione sono state svolte registrando l'emissione acustica correlata alla deformazione per trazione, in accordo con la norma EN 1330-9. Il monitoraggio dell'emissione acustica (Acoustic Emission, AE), che consiste nell'ascolto di suoni non percepibili dall'orecchio umano, prodotti da materiali, strutture o macchine in uso o sotto carico, permette di trarre numerose informazioni circa lo stato di "salute" del componente analizzato. La tecnica consiste nell'attaccare uno o più sensori piezoelettrici all'oggetto in esame e nell'analizzare i segnali elettrici risultanti mediante sistemi computerizzati che valutano le grandezze caratteristiche dei segnali acustici rilevati.

Tutti i materiali solidi hanno una certa elasticità, essi si stirano e si comprimono sotto l'azione di carichi esterni e assumono la configurazione iniziale quando rilasciati. La forza più elevata sopportabile e la conseguente deformazione elastica dipendono dall'energia elastica che il corpo riesce a immagazzinare. Se il materiale sottoposto a trazione presenta un difetto potrebbero presentarsi delle cricche nei punti più fortemente sollecitati, a cui segue rapido rilascio di energia elastica, chiamato

evento AE. Esso produce un'onda elastica che si propaga e può essere rilevata da sensori appropriati e al tempo stesso analizzata. Durante la deformazione plastica, le dislocazioni si muovono attraverso il reticolo del cristallo ed anche questi movimenti producono AE, ma solitamente hanno un'ampiezza molto bassa la quale può essere misurata in maniera attendibile solo con un sensore posto a breve distanza e in una prova di laboratorio.

Il fine di tale campagna di prove è determinare in corrispondenza di un certo carico di trazione imposto (inferiore al carico di rottura), se e che tipo di eventi sono avvenuti. Pertanto diversi provini di FGA 3/2 sono stati testati a trazione e contemporaneamente lo stato di deformazione, mediante estensimetro o estensometro, e l'emissione acustica, mediante apposite sonde, sono stati registrati.

Il materiale è una terza tipologia di FGA 3/2, costituito da tre lamine di alluminio 2024-T3, in 0.2mm di spessore, alterate a due lamine di vetroresina S2Glass/epoxy in arrangiamento cross-ply, in 0.26 mm di spessore.

La prova di trazione è stata eseguita con la macchina MTS RT/50, mentre l'estensometro INSTRON è stato utilizzato per l'acquisizione della deformazione in direzione assiale. Una sola prova di trazione fino a rottura è stata effettuata, utilizzando una coppia di estensimetri del tipo VISHAY MISCRO MEASUREMENT, tipo EA-13-031EC-120, il cui segnale è elaborato dallo scanner della VISHAY 5100B interfacciato con il software STRAINSMART.

Il parametro "carico" è stato controllato, in quanto sono state pianificate prove di trazione a carico limitato. Avendo dapprima eseguito delle prove fino a rottura e quindi avendo determinato il valore della tensione ultima pari a 660 MPa, sono state pianificate i test listati in tabella XIV.

Valore massimo di tensione (MPa)	Numerosità
50	1
100	1
300	1
360	1
400	1
430	1
500	1
600	1
rottura	4

Tabella XIV: Piano di prove di trazione su FGA 3/2 (Al con 0.2mm in spessore) per la registrazione dell' EA connessa al test.

Si è voluto testare dapprima la ripetibilità dei segnali acustici, pertanto sono state programmate quattro prove a rottura, che serviranno quindi a verificare, in termini di affidabilità dei risultati, i test a carico limitato.

La strumentazione per la registrazione dell'emissione acustica consta del convertitore A/D AMSY4, VALLEN-SYSTEME per digitalizzare il segnale AE con campo di misura di ± 100 mV.

Il sistema VALLEN AMSY4 e AMSY5 usano un campionamento continuo a 10 MHz per l'estrazione di caratteristiche. Questo comporta una grande quantità di 10 milioni di misura per secondo per canale, i quali devono essere processati in real-time. Le caratteristiche più acquisite sono:

- arrival time - tempo di arrivo (tempo assoluto del primo oltrepasso di soglia)
- ampiezza di picco
- rise time – tempo di crescita (intervallo di tempo tra il primo superamento di soglia e l'ampiezza di picco)
- duration – durata del segnale (intervallo di tempo tra il primo e l'ultimo oltrepasso di soglia)
- counts – numero di oltrepassi di soglia di una polarità
- energy – energia: integrale del quadrato dell'ampiezza (o del valore assoluto) durante il tempo di durata del segnale
- rms (root mean square) – radice quadrata media del rumore di fondo continuo (prima del burst).

In più è stato acquisito il segnale esterno della cella di carico della macchina dal canale di ingresso D.C.(direct current).

La rappresentazione schematica (figura 3.25) mostra lo schema di acquisizione: in seguito all'applicazione di uno stress meccanico all'interno del campione, l'onda elastica si propaga attraverso il materiale, quindi viene identificata e convertita in un segnale elettrico AE dai sensori AE. L'AE System processa il segnale AE, converte i pacchetti di onda ricevuti in set di dati, determina le posizioni delle sorgenti, calcola statistiche e li mostra graficamente e numericamente.

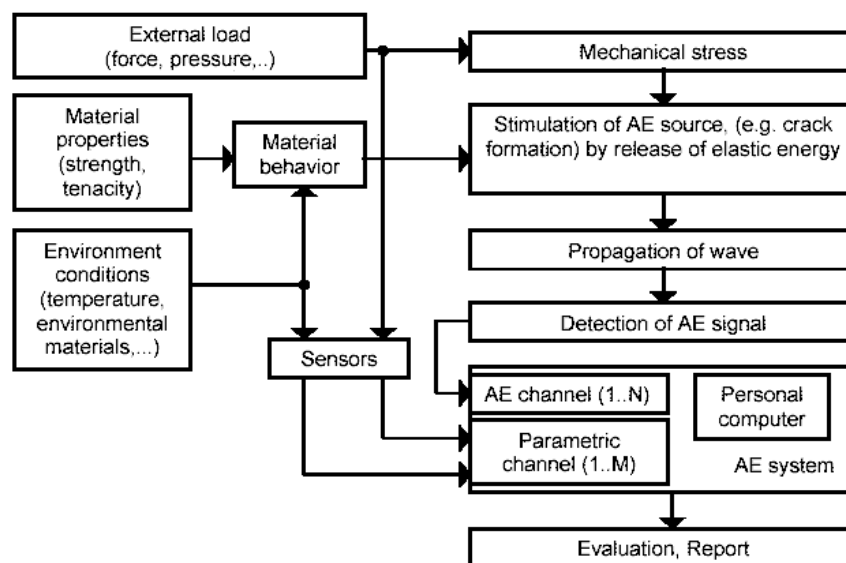


Figura 3.25: La catena di processo AE

La fase di settino prevede, oltre la calibrazione della cella di carico e dell'estensometro, la determinazione della velocità del suono nel materiale e del livello di soglia, *threshold*.

Equipaggiando ciascun provino, di forma rettangolare di lunghezza 25cm e larghezza 2cm, con quattro sonde poste da entrambi i lati a 14cm di distanza si è ottenuta la determinazione di velocità del suono nel materiale, al variare della orientazione del rinforzo rispetto alla direzione longitudinale del tester, riportata in tabella XV.

Velocità del suono nel FGA 3/2 (cm/ms)	θ°
470	0
450	15
420	30
430	45

Tabella XIV: Velocità del suono nel FGA 3/2 (alluminio 0.2mm in spessore) al variare dell'orientazione del rinforzo, θ , rispetto all'asse longitudinale del provino.

La soglia di fondo settata è pari a 46 dB; ogni sonda è capace di acquisire segnali in un range di ampiezza da 36-100 dB, ma per non perdere eventuali segnali caratterizzati da elevata ampiezza due delle quattro sonde sono dotate di un amplificatore di 36dB. Le sonde sono posizionate sul provino come schematizzato in figura 3.26.

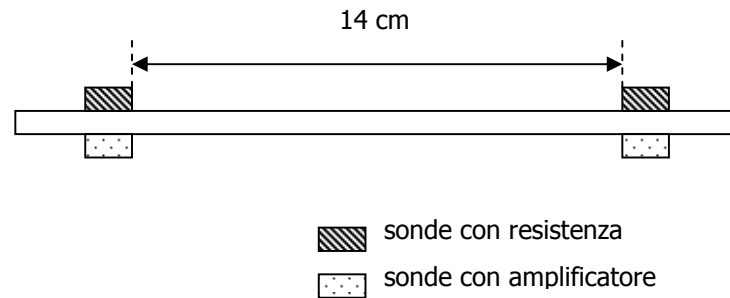


Figura 3.26: Disposizione delle sonde sul provino.

In figura 3.27, è mostrata una foto del provino equipaggiato con le quattro sonde, mantenute da due pinze, l'estensometro sulla parte anteriore e l'estensimetro sulla parte posteriore, di cui è visibile solo la basetta di collegamento del filo conduttore.

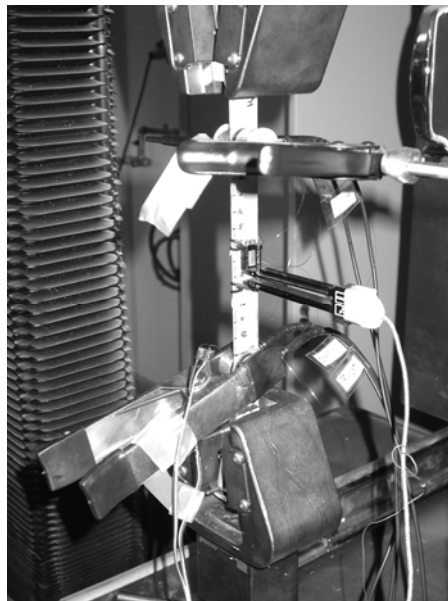


Figura 3.27: Foto di un provino equipaggiato con 4 sonde, estensometro ed estensimetro, nella macchina di trazione MTS RT 50.

Prima di eseguire la registrazione dell'emissione acustica del laminato FGA 3/2, sono state condotte alcune prove, nelle medesime condizioni, sul solo alluminio, al fine di conoscere se e quali segnali sono emessi in seguito all'applicazione di un carico di trazione. In particolare, la provetta, preleva dal saggio di lamiera 2024-T3 in 0.2 mm di spessore, ha forma di osso di cane e dimensioni

conformi alla norma UNI-EN 10002. Un sunto dei segnali acquisiti è rappresentato nelle figure 3.28 e 3.29, rispettivamente per il provino A e B.

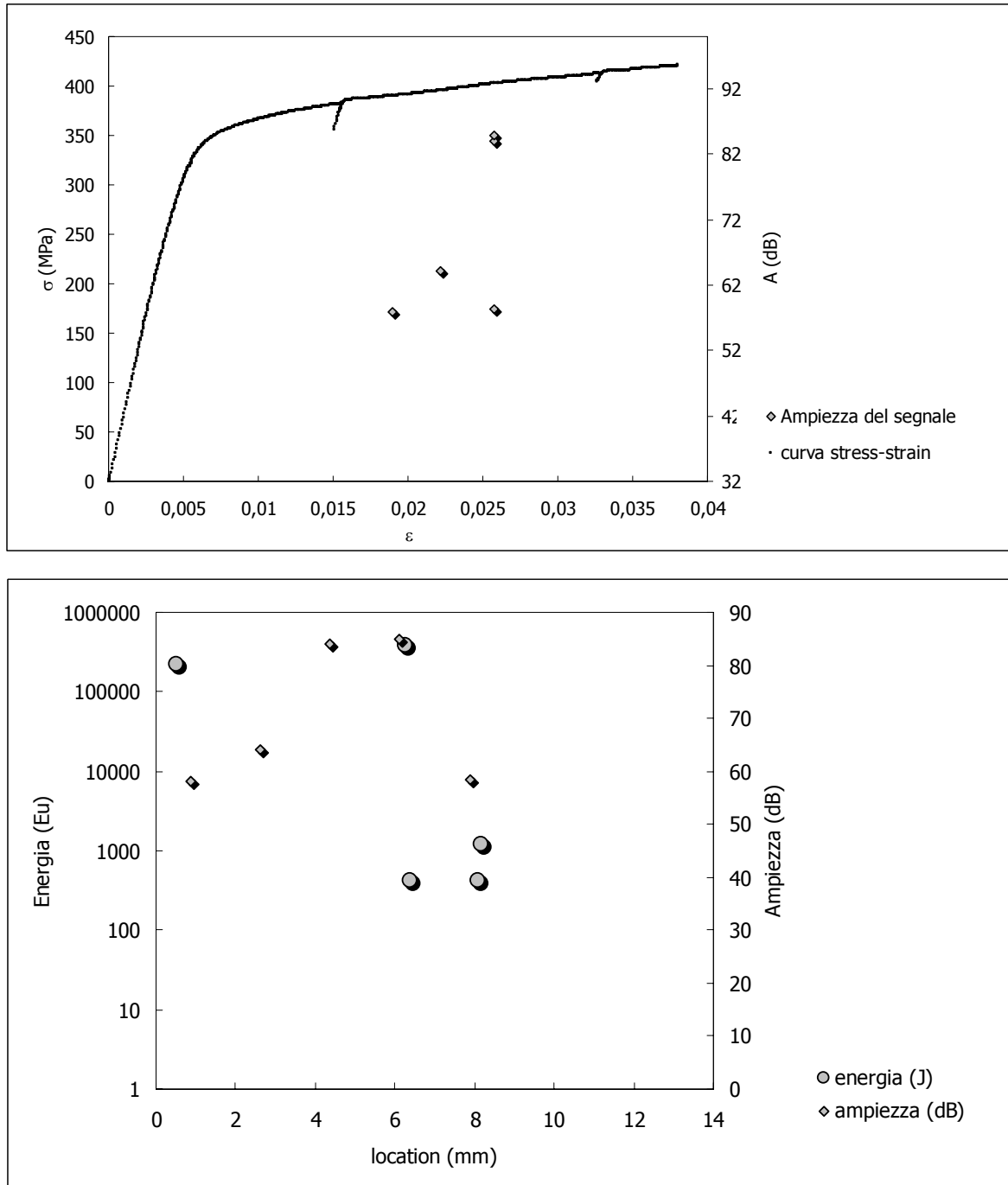


Figura 3.28: Parametri esterni (tensione) ed interni (ampiezza ed energia) registrati durante la prova di trazione sul provino A di alluminio 2024-T3.

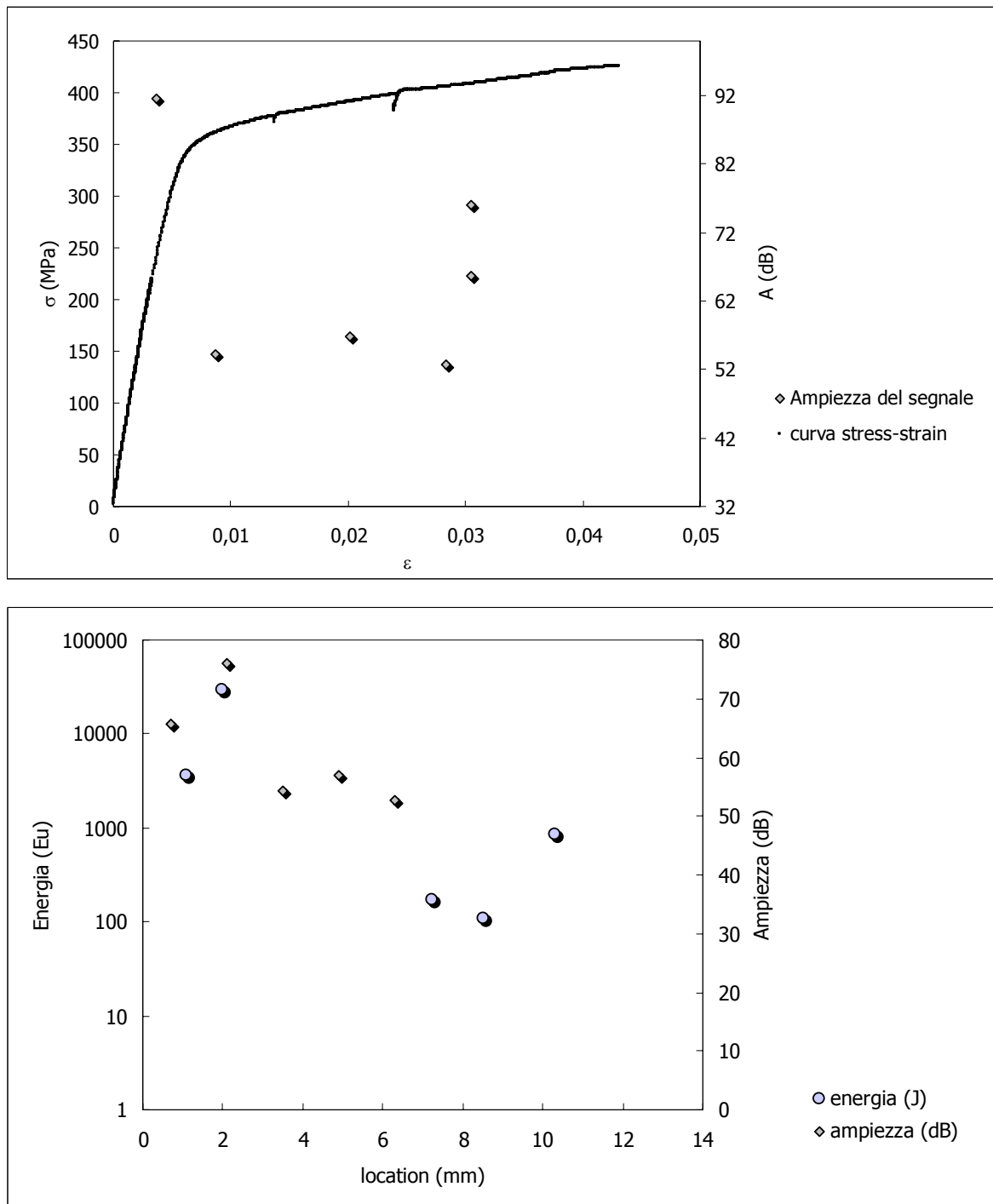


Figura 3.29: Parametri esterni (tensione) ed interni (ampiezza ed energia) registrati durante la prova di trazione sul provino B di alluminio 2024-T3.

Da entrambe le prove risulta che gli eventi registrati hanno una numerosità bassa, al più sei eventi per ciascun test, ma soprattutto sono unici per ciascun campione gli eventi con contenuto energetico significativo. Ciò porta a concludere che l'alluminio emette segnali unicamente nel tratto plastico, come ci si aspetta, ma tali segnali non sono praticamente significativi per numerosità e per contenuto energetico. Tale risultato è unicamente conseguenza del settaggio adoperato per la registrazione acustica, nel senso che i segnali emessi durante la prova e connessi al movimento delle dislocazioni non risultano registrati perché filtrati. In base a tale osservazione si può senz'altro affermare che tutto quel che si registra durante la prova di trazione dell'FGA sia sostanzialmente dovuto a fenomeni riguardanti il composito e l'interfaccia di esso con il metallo.

La registrazione dell'emissione acustica del laminato FGA 3/2 sollecitato a trazione fino a rottura consta di una serie di dati davvero numerosa (circa 20900 acquisizione di segnali). Molti di questi segnali, però, non sono stati localizzati e pertanto, al fine di snellire l'analisi e nel contempo di valutare unicamente ciò che accadeva nella lunghezza utile del provino, sono stati analizzati unicamente i dati localizzati tra le due sonde. La lunghezza di analisi è quindi pari a 12cm, essendo le sonde distanti 14 cm e di diametro pari a 2 cm. In figura 3.30 si riporta l'andamento della ampiezza, A , e della cumulata degli hits registrati, cum. hits, in funzione della tensione, σ .

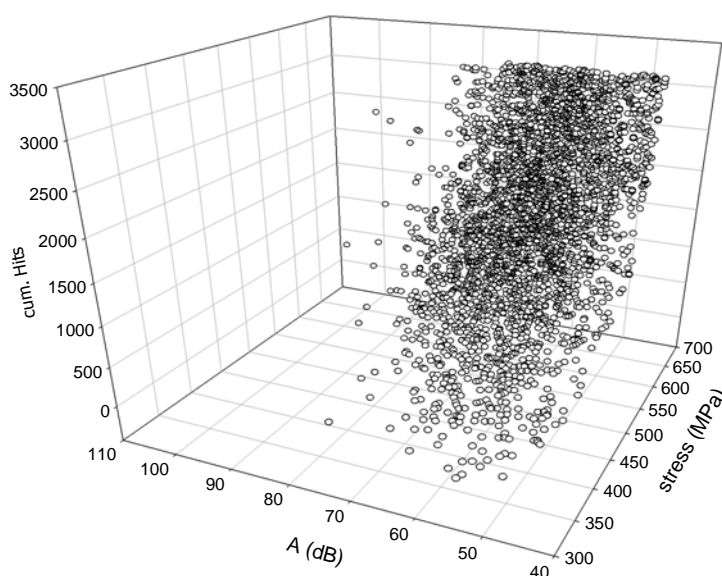


Figura 3.30: Cumulata degli Hits e Ampiezza, A , dei segnali acquisiti durante la prova di trazione del laminato FGA 3/2, eseguita fino a rottura, in funzione della tensione, σ .

Dal diagramma si evince, innanzitutto, che gli eventi localizzati sono poco più del 10% del totale degli eventi acquisiti, ciò indica che la gran parte del rumore, non eliminato impostando il threshold a 46dB, viene poi soppresso mediante la localizzazione. Inoltre, nessun evento è acquisito nella fase lineare elastica ed il materiale comincia ad emettere superato il livello di stress di 350MPa. L'ampiezza media dei segnali acquisiti è in generale inferiore agli 80 dB, mentre pochi eventi sono caratterizzati da un'ampiezza elevata ed in particolare, per valori di carico prossimi alla rottura, si registrano eventi con ampiezza pari ai 100 dB. In termini di contenuto energetico, la figura 3.31 mostra che un incremento della cumulata delle energia si avverte in corrispondenza del 75% della deformazione a rottura.

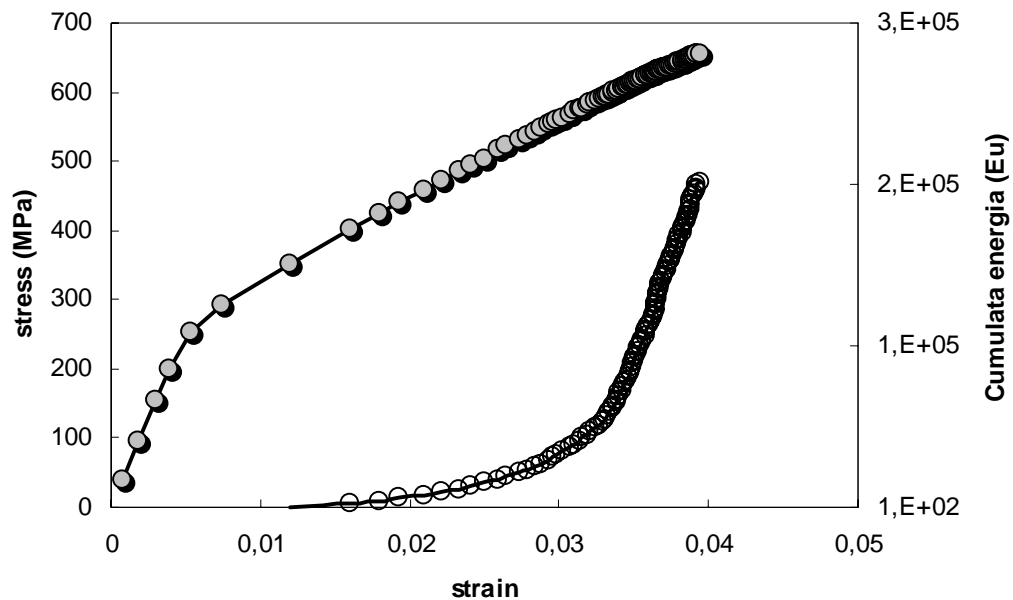


Figura 3.31: Curva stress-strain del FGA 3/2 in direzione $\theta=0^\circ$ e cumulata dell'energia dei segnali in funzione della deformazione.

La medesima tendenza si osserva anche per la cumulata dell'ampiezza, meglio visibile in figura 3.32 rispetto a quanto riportato nel diagramma tridimensionale precedente.

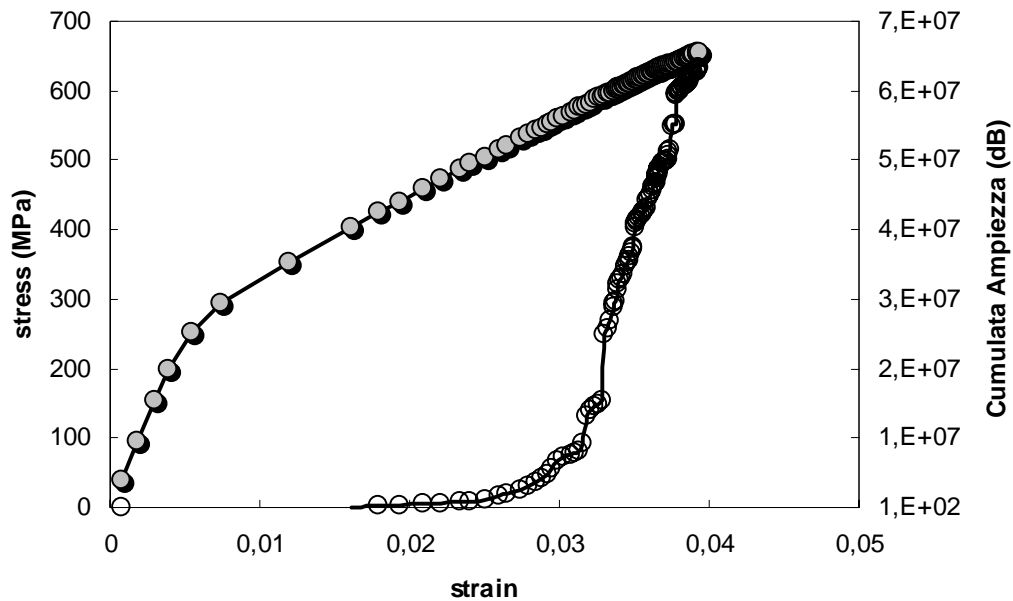
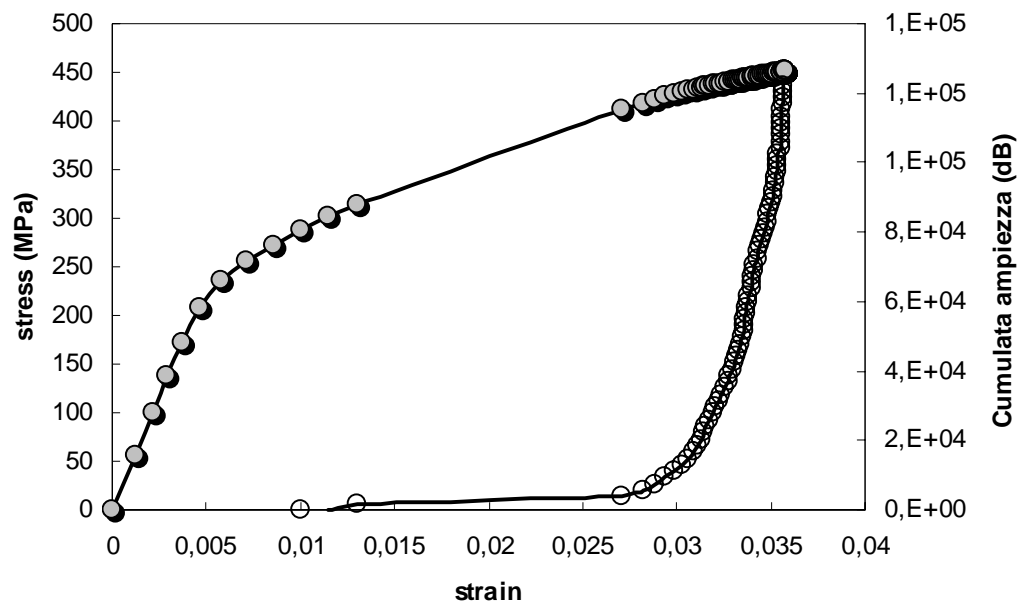
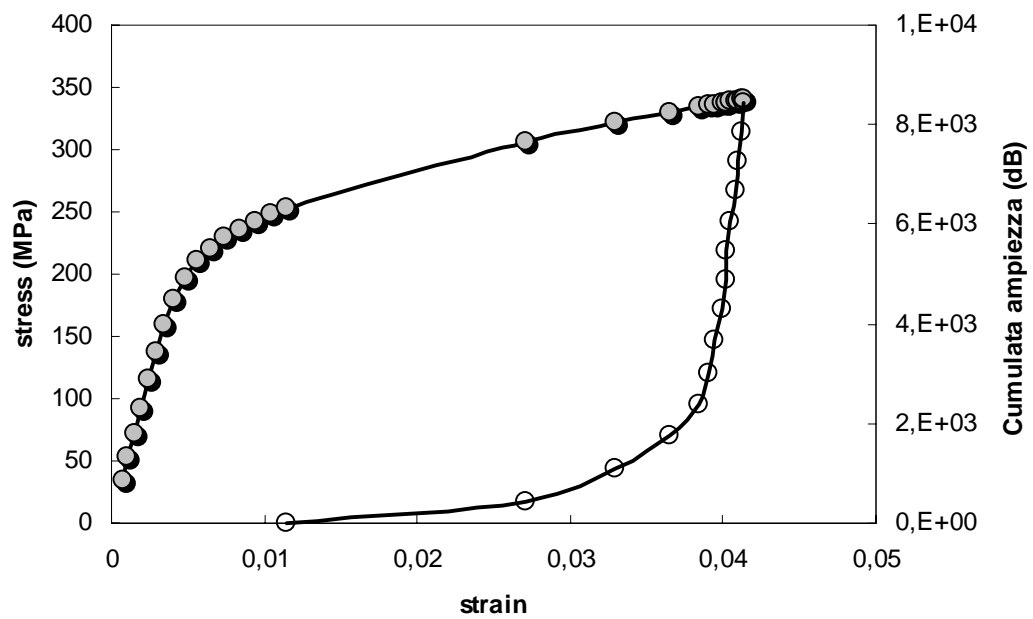


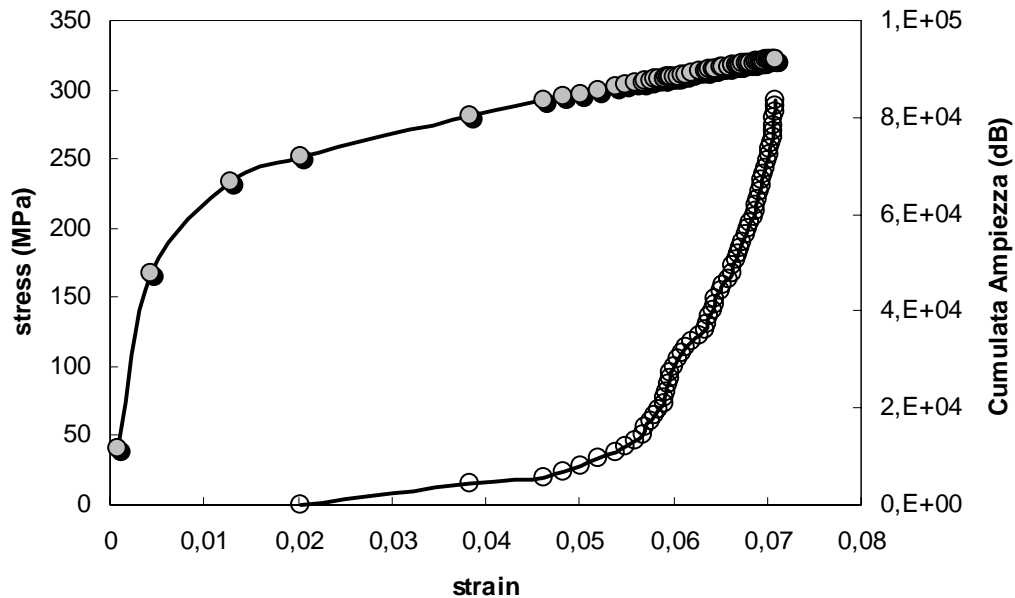
Figura 3.32: Curva stress-strain del FGA 3/2 in direzione $\theta=0^\circ$ e cumulata dell'ampiezza dei segnali in funzione della deformazione.

Quanto osservato indica che il materiale ha consistente emissione acustica immediatamente prima della rottura e precisamente raggiunto il 75% della deformazione ultima. Restano, così, individuate tre zone al crescere del carico e quindi della deformazione:

1. livelli bassi di carico $\sigma < 300$ MPa: l'attività acustica del materiale è nulla
2. livelli medi di carico $300 \text{ MPa} < \sigma < 550$ MPa: l'attività acustica del materiale è sporadica
3. livelli alti di carico $500 \text{ MPa} < \sigma < 650$ MPa: l'attività acustica del materiale è consistente.

Sono state, poi, condotte prove di trazione e contemporanea emissione acustica sullo stesso laminato FGA 3/2, di 1.36mm di spessore, sollecitato in direzione θ pari a 15° , 30° e 45° rispetto alla direzione di laminazione dell'alluminio. Sostanzialmente, la stessa tipologia di evoluzione dell'attività acustica si rileva. Le figure seguenti mostrano in termini di ampiezza quanto asserito.

 $\theta = 15^\circ$  $\theta = 30^\circ$



$\theta=45^\circ$

Figura 3.33: Curva stress-strain del FGA 3/2 in direzione off-axis ($\theta > 0^\circ$) e cumulata dell'ampiezza dei segnali in funzione della deformazione.

Dalla campagna sperimentale resta, dunque, individuato che la risposta acustica del composito ibrido Alluminio-Vetroresina soggetto ad un carico di trazione, comunque orientato rispetto al rinforzo, presenta caratteristiche variabili con il livello di stress. Riassumendo quanto mostrato nei diagrammi, per ciascuna orientazione θ considerata, si individuano tre intervalli:

1. il primo dove nessun evento acustico viene registrato, $[0, \varepsilon_0]$
2. il secondo dove l'emissione è sporadica e sono acquisiti al più il 20% dei segnali, $[\varepsilon_0, \varepsilon_{20}]$
3. il terzo dove sono acquisiti oltre 80% dei segnali, $[\varepsilon_{20}, \varepsilon_{rottura}]$

	Hits	0%	20%
θ°	ε_r	$\varepsilon_0/\varepsilon_r$	$\varepsilon_{20}/\varepsilon_r$
		%	%
0°	0,040	40,0	77,5
15°	0,035	48,6	80,0
30°	0,042	28,6	83,3
45°	0,070	28,6	80,0

Tabella XV: Deformazioni critiche corrispondenti ad inizio emissione acustica, ε_0 , 20% dei segnali acquisiti, ε_{20} , adimensionalizzata rispetto alla deformazione ultima, ε_r , al variare dell'orientazione θ dell'asse di trazione rispetto alla direzione principale del rinforzo.

Gli estremi di tali intervalli, in termini di deformazione percentuale rispetto alla deformazione ultima, ε_r , sono riportati in tabella XV al variare della direzione θ considerata.

In conclusione, l'emissione acustica segnala che l'evoluzione del danno nel laminato ibrido FGA 3/2 è caratterizzata da almeno due tipologie di rottura, di cui la più critica si presenta in prossimità dei valori ultimi di resistenza.

CAPITOLO IV

CONFRONTO ANALITICO-SPERIMENTALE

In questo capitolo vengono presentati i risultati del progetto di ricerca, orientato alla determinazione di un modello semplice di previsione del comportamento del laminato ibrido Alluminio-Vetroresina in seguito all'applicazione di un carico di trazione. Come emerso nei precedenti capitoli, il modello analitico costruito è ottenuto sulla base della teoria classica della lamina, e quindi, in accordo con le ipotesi di Kirchhoff, si assume cioè che un elemento rettilineo disposto perpendicolarmente al piano medio geometrico del laminato prima della deformazione, in seguito all'applicazione dei carichi possa subire tutt'al più una rotazione e una traslazione, rimanendo tuttavia: a) rettilineo e, b) normale al piano medio. In più alla forma più classica della teoria della laminazione è stata aggiunta l'ipotesi forte che il laminato in studio sia simmetrico, il che semplifica la relazione base, espressa dalla (2.19), nella più semplice relazione (2.21). Affinché sia applicabile l'equazione fondamentale, si è sostituito al materiale metallico, di comportamento fortemente non lineare, un materiale equivalente elastico e lineare, come indicato nel paragrafo 2.2. Ancora, dalle prove sperimentali di trazione sulle sole lamine di composito in arrangiamento cross-ply si è emerso un comportamento non lineare, consistente quando si sono considerate direzioni di applicazione del carico differenti dagli assi di ortotropia del composito, meno evidente in direzione principale. La ipotesi di elasticità lineare è stata così modificata introducendo anche per il composito un modello di variazione dei moduli meccanici caratteristici. In particolare, si è introdotto l'evento "rottura parziale" di separazione delle due possibili fasi elastiche lineari del layer di vetroresina, la prima in accordo con la teoria classica e la seconda in cui le rigidità trasversali sono considerate nulle.

In conclusione, il modello di previsione della risposta a trazione del laminato ibrido FGA può considerarsi un ampliamento della CLT con le seguenti considerazioni:

- l'alluminio è sostituito da un materiale equivalente, per modulo elastico e modulo di Poisson, isotropo elastico e lineare
- la lamina UD di vetroresina subisce un "danno parziale" in seguito a cui si annullano le proprie caratteristiche elastiche trasversali
- Il laminato FGA è simmetrico.

Il modello è stato verificato con i dati sperimentali relativi a test di trazione eseguiti su due diverse tipologie di FGA, differenti per configurazione, secondo più direzioni di trazione. Nel primo

paragrafo sono considerate unicamente le direzioni principali, mentre nel secondo verranno analizzate le orientazioni "off-axis".

Tali considerazioni, tradotte in relazioni analitiche, permettono di ipotizzare l'evoluzione del danno verificato nel FGA sottoposto a trazione. Nel terzo paragrafo si è discusso della modalità di rottura finale in funzione dei diversi lay-out analizzati, confrontando le ipotesi di danno con la rottura verificatasi sperimentalmente. Ulteriori indagini in merito, mediante controlli distruttivi e non, saranno mostrate ed analizzate nel prossimo capitolo.

Il modello, così implementato, calcola per ciascun passo di deformazione in qualsiasi direzione θ , calcolata rispetto alla direzione di laminazione del metallo, il carico N_θ , nelle ipotesi che essa sia l'unica componente del vettore carico, le restanti componenti del vettore deformazione e quindi lo stato tensionale in ciascuna lamina. L'algoritmo siffatto si presta, pertanto, alla modellazione della curva $\tau-\gamma$ e alla previsione delle deformazioni residue; il confronto analitico-sperimentale in termini di taglio e deformazione residue verrà mostrato nei paragrafi finali.

4.1 Le curve stress-strain

In questa sessione, i risultati sperimentali sono confrontati con le previsioni teoriche derivanti dal modello, presentato nel secondo capitolo e richiamato precedentemente.

Saranno analizzati due laminati FGA, differenti per percentuale metallo-composito e configurazione, le cui caratteristiche geometriche sono listate in tabella I, mentre le caratteristiche elastiche sono listate in tabella II.

laminato	configurazione	Spessore Al 2024-T3 (mm)	Spessore UD S2Glass/epoxy (mm)
FGA 3/2	Al/0/90/Al/90/0/Al	0.4	0.13
FGA 2/1	Al/0/90/Al	0.2	0.13

Tabella I: Caratteristiche geometriche dei laminati esaminati

Come anticipato, il laminato FGA non è simmetrico, violando una delle ipotesi base del modello di previsione. Il confronto analitico-sperimentale dei risultati del test di trazione del siffatto laminato FGA2/1 permette di evidenziare quanto l'effetto della matrice [B], trascurato nel modello di calcolo, incide sulla risposta meccanica.

Nel capitolo della prove sperimentali si è messo in evidenza che la risposta a trazione dell'alluminio è dipendente dallo spessore e dalla laminazione, pertanto per ciascun laminato FGA devono essere introdotte le caratteristiche meccaniche relative allo specifico materiale metallico presente. Nella tabella seguente, tali caratteristiche sono indicate dalla nomenclatura seguente la sigla

"Al", in particolare Al R(T) indica la direzione di laminazione (o trasversale) ed il numero seguente lo spessore del saggio.

metallo					
	E [GPa]	ν	ε_r	σ_r [MPa]	α [C ⁻¹]
Al R_0.4	71.1	0.33	0.159	500	2.10 E-05
Al T_0.4	69.2	0.33	0.119	463	2.10 E-05
Al R_0.2	65.9	0.33	0.159	472	2.10 E-05
Al T_0.2	64.9	0.33	0.09	438	2.10 E-05
lamina UD					
E ₁₁ [GPa]	E ₂₂ [GPa]	G ₁₂ [GPa]	ν		
48.6	8.5	3.1	0.33		
σ_{1r} [MPa]	σ_{2r} [MPa]	γ_{12r} [MPa]	α_1 [C ⁻¹]	α_2 [C ⁻¹]	
1900	56	39	6.30E-06	2.05E-5	

Tabella II: Caratteristiche elastiche e finali dei materiali costituenti.

In tutte le analisi svolte, le tensioni termiche derivanti dal processi dal processo di fabbricazione sono tenute in conto, valutando i carichi termici in accordo alle 2.24- 2.34 e sommandoli ai carichi meccanici. La temperatura settata per il ciclo di cura in autoclave è pari a 121°C, pertanto è stato considerato un salto termico pari a -100°. Per avere un'idea di quanto le tensioni termiche influiscano sulla corretta previsione della risposta a trazione del laminato, si seguito sono elencate le tensione e deformazioni residue per entrambi i laminati considerati.

laminato	layer	N1 [N]	N2 [N]	N12 [N]
FGA 3/2	Layer 0°	-8.54	-0.39	0
	Layer 90°	-0.39	-8.54	0
	Layer Al	5.95	5.95	0
FGA 2/1	Layer 0°	-8.41	-0.30	0
	Layer 90°	-0.30	-8.51	0

Tabella III: Carichi termici previsti per il salto termico $\Delta T = -100^\circ$

Si noti che il carico termico residuo è di trazione nell'alluminio e di compressione nella vetroresina. Per invertire lo stato di sforzo residuo, e quindi ottenere un tratto elastico più ampio a cui segue una più elevata resistenza, si è soliti eseguire un ciclo di stretching dopo il trattamento in

autoclave. Naturalmente il ciclo di stretching è ad azione meccanica e per garantire l'inversione degli sforzi, si suole applicare un carico di trazione superiore al corrispondente carico di snervamento del metallo, imponendo in tal modo una deformazione plastica nell'alluminio.

Nelle figure 3.2-3.4, sono riportate le curve stress-strain dell'alluminio, con spessore 0.4 mm e 0.2 mm, in direzione di laminazione e trasversale. Il modulo elastico del materiale è praticamente indipendente dalla direzione di laminazione, come si vede in tabella 2, e quindi il comportamento a trazione può considerarsi isotropo in fase elastica. Comunque, in seguito al processo di fabbricazione della lamiera in alluminio, le proprietà lungo la direzione di rullaggio e in direzione trasversale sono sensibilmente differenti nella fase plastica. In particolare, la tensione di snervamento, e come si correva dalla tabella II i valori ultimi σ_r ed ε_r , sono più elevati in direzione longitudinale. Inoltre, il tratto iniziale di non linearità appare molto marcato quando l'alluminio 2024-T3 è sollecitato a trazione lungo la direzione di laminazione, mostrando uno stretto ginocchio in corrispondenza dello snervamento, mentre lo stesso fenomeno è più graduale nella direzione perpendicolare. La risposta anisotropa della lega di alluminio è stata notata anche da Chen e Sun, in merito all'analisi del laminato ibrido ARALL (1989). Per tener in conto di tale fattore, gli autori ipotizzarono per l'alluminio comportamento ortotropo elasto-plastico, modellandolo attraverso la funzione potenziale plastico a tre parametri. In seguito, anche Chen e Sun seguirono una procedura più semplice, considerando il metallo come un materiale isotropo la cui curva stress-strain è la media delle rispettive curve in direzione di laminazione e trasversale. Fu concluso che l'ipotesi di isotropia permettesse comunque di riprodurre i dati sperimentali con buona approssimazione.

Piuttosto che assumere la curva media s-e per l'alluminio, in questo lavoro sono valutate separatamente due curve limite superiore ed inferiore della curva stress-strain del laminato FGA, adottando nei calcoli separatamente la curva in direzione di laminazione (R) e trasversale (T) dell'alluminio. Con tale metodo, l'entità dell'errore fatto trascurando l'anisotropia del metallo è molto più evidente.

In pratica, due curve distinte, indicate con "R" e "T" ciascun layer di l'alluminio di spessore 0.4mm o 0.2 mm, rispettivamente per l'FGA 3/2 e FGA 2/1, ciascuna scelta tra il campione sperimentale, sono inserite direttamente nel programma sviluppato per la previsione.

4.1.1 Previsione della prova di trazione in direzione principale

In questo paragrafo, sarà discusso unicamente il confronto sperimentale- simulato pertinente all'applicazione del carico di trazione secondo una delle due direzioni principali del laminato FGA. Qualunque laminato ibrido Alluminio-Vetroresina si consideri, simmetrico o meno, esso risulta a comportamento ortotropo, essendo costituito da lamine in vetroresina in arrangiamento cross-ply,

ortotrope per definizione, e alluminio, isotropo per definizione. In particolare, come precedentemente discusso l'anisotropia di cui risente la lega AL 2024-T3, modifica la proprietà di ortotropia del FGA, che non presenta, pertanto, stesse caratteristiche lungo le due direzioni principali.

In figura 4.1, sono plottate le due curve ottenute con il modello teorico per il laminato FGA 3/2: la linea tratteggiata è la previsione in direzione "R", mentre la linea tratto-punto è la previsione in direzione "T". Nella stessa figura sono riportati in simboli i valori sperimentali, rispettivamente tondo e rombo per le direzioni "R" e "T".

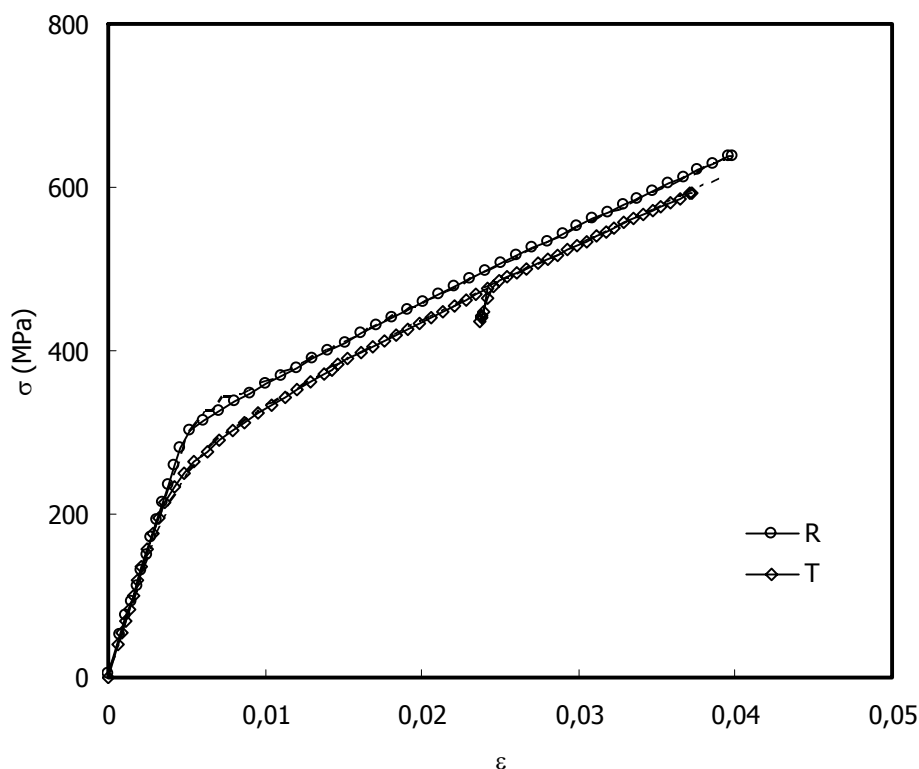


Figura 4.1: Confronto sperimentale (simbolo) -analitico (curva) della prova di trazione sul laminato FGA 3/2, in direzione di laminazione del metallo "R" e trasversale ad essa "T".

La previsione è eccellente per entrambe le direzioni. La curva limite inferiore, ottenuta inserendo la curva dell'alluminio di spessore 0.4mm relativa alla direzione trasversale, approssima accuratamente la curva sperimentale del laminato FGA 3/2 in direzione trasversale, e la stessa bontà di previsione è rivelata dal confronto analitico-sperimentale in direzione di laminazione del metallo. Si noti che la tensione di snervamento in direzione 0° è 45-50% più grande del corrispondente valore in direzione 90°. Siccome il punto limite elastico è di particolare importanza in progettazione, i risultati in

figura 4.1 suggeriscono che l'anisotropia dell'alluminio potrebbe essere considerata mediante il modello teorico implementato, se la previene concernente tale parametro è richiesta.

Il modello fornisce anche la previsione degli eventi caratteristici fino a rottura, riassunti in tabella IV, e previsti secondo al procedura automatica (appendice 1) mediante il criterio di Tsai-Hill per il composito e della massima deformazione ammissibile per il metallo.

	lamina	ε	σ [MPa]	evento
$\theta=0^\circ$	90°	0.00770	337.87	Danno nella matrice
	0°	0.03925	636.71	Rottura del rinforzo
$\theta=90^\circ$	90°	0.00765	300.82	Danno nella matrice

Tabella IV: Previsione degli eventi fino a rottura del laminato FGA 3/2 in direzione di laminazione "R" ($\theta=0^\circ$) e in direzione trasversale "T" ($\theta=90^\circ$).

La tabella VI afferma che in entrambe le direzioni di trazione, le due lamine orientate a 90° raggiungono in corrispondenza del 0.7% di deformazione il valore caratteristico indicato come "danno nella matrice". Come nei precedenti capitoli discusso, tale evento coincide con l'inizio della non linearità della risposta a trazione della vetroresina in arrangiamento cross-ply. Quando si considera il laminato sottoposto a trazione secondo una delle direzioni principali di ortotropia, il distanziarsi dalla linearità della curva sperimentale stress-strain è appena accennato. Tale fenomeno, però, come evidenziato nel paragrafo 3.1.2, risulta evidente non appena riconsiderano orientazioni del rinforzo θ diverse da 0° , e 90° che per il solo composito è equivalente. La non linearità viene indicata come danno, in quanto è il risultato dell'innescarsi di microcricche nella matrice o all'interfaccia fibra-matrice. In accordo alle assunzioni mosse nel capito secondo, all'evento "danno nella matrice" segue una perdita di rigidità della lamina, come Kawai e gli altri hanno fatto notare nel loro lavoro del (1998). La perdita di rigidità non è completa, ma la fibre sono ancora capaci di sopportare il carico e pertanto l'unico elemento non nullo della matrice di rigidità Q della lamina a 90° è il termine 11.

La rottura finale del composito si ottiene quando la deformazione raggiunge il 3.92% e 3.87%, rispettivamente per l'orientazione $\theta=0^\circ$ e 90° , in corrispondenza dell'evento rottura del rinforzo nelle lamine orientate a 0° . Si noti che, in tali lamine, la matrice è ancora intatta nel senso che teoricamente le microcricche, già presenti nelle lamine a 90° , non lo sarebbero nelle lamine a 0° . Ciò è comprensibile, in quanto le fibre allineate con il carico sopportano il maggiore sforzo, di contro in teoria le fibre nelle lamine a 90° si romperebbero in corrispondenza di un valore di deformazione infinito. Ancora, le lamine di alluminio risultano integre nel preciso istante in cui il rinforzo raggiunge il

proprio valore di rottura e teoricamente potrebbero sopportare il carico fino al proprio valore di deformazione ultime, superiore all'11%. In pratica tale situazione non si verifica, non almeno per un intervallo temporale significativo. Difatti al momento di rottura delle fibre, i layer di alluminio sono capaci di sopportare da soli il carico, elevato il valore, ma la sezione resistente del laminato è ridotta al solo spessore del metallo. Lo stato tensionale nei layer di alluminio è quindi già al limite di sforzo ultimo.

In figura 4.2 la curva sperimentale risultato della prova di trazione eseguita in direzione di laminazione del metallo sul laminato FGA 2/1 (simboli) è confrontata con la previsione analitica in direzione "R" (linea tratteggiata) e in direzione "T" (linea tratto-punta).

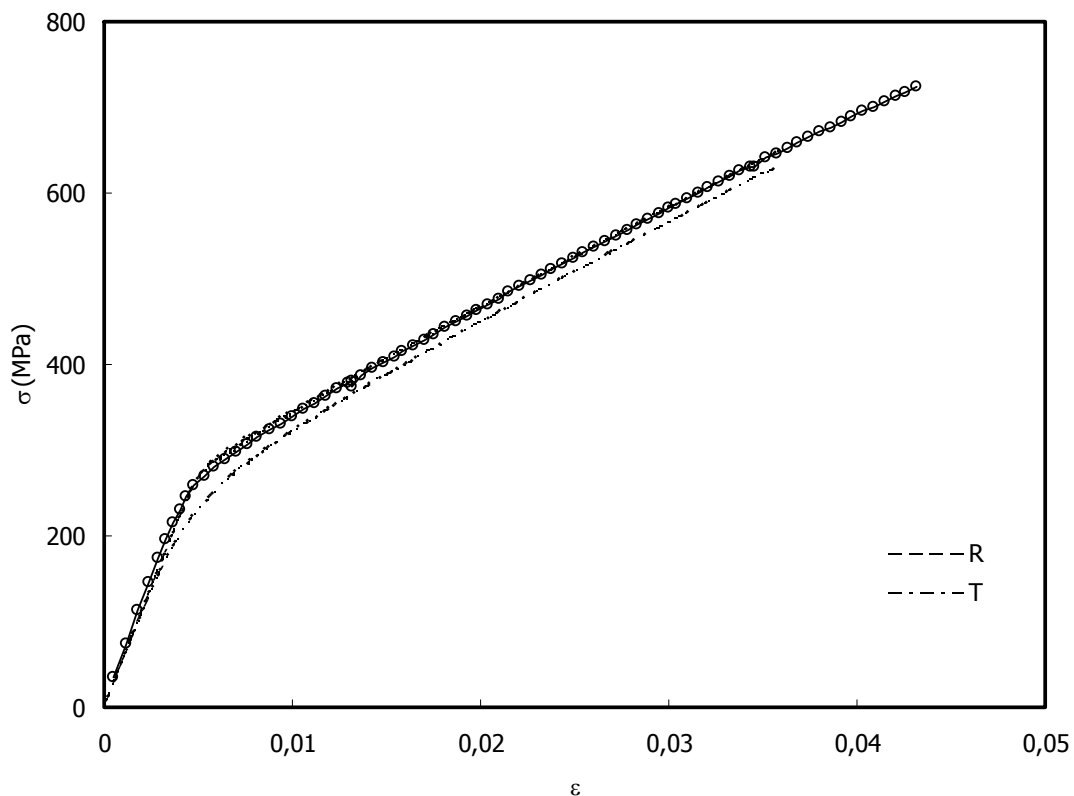


Figura 4.2: Confronto sperimentale (simbolo) -analitico (curve R e T) della prova di trazione sul laminato FGA 2/1 in direzione di laminazione del metallo "R".

Le due curve analitiche "R" e "T" sono state ottenute introducendo nel programma di calcolo le curve sperimentali risultato della prove di trazione sull'alluminio di spessore 0.2mm in direzione di laminazione e trasversale rispettivamente.

Anche per il laminato FGA 2/1 la previsione è eccellente, il che dimostra che l'algoritmo di calcolo costruito si presta a modellare un laminato ibrido FGA comunque costituito, anche se per tale configurazione, purtroppo, non è stato possibile eseguire prove sperimentali in direzione 90.

In tabella V, sono riportati i valori degli eventi caratteristici previsti per il laminato FGA 2/1.

	lamina	ε	σ [MPa]	evento
$\theta=0^\circ$	90°	0.0075	315.27	Danno nella matrice
	0°	0.036	650.48	Rottura del rinforzo
$\theta=90^\circ$	90°	0.0075	282.77	Danno nella matrice

Tabella V: Previsione degli eventi fino a rottura del laminato FGA 2/1 in direzione di laminazione "R" ($\theta=0^\circ$) e in direzione trasversale "T" ($\theta=90^\circ$).

A commento della tabella V, si deve far notare che gli eventi critici che accompagnano il laminato a rottura dipendo essenzialmente dalla configurazione del rinforzo. In particolare, mentre la struttura geometrica del FGA, e quindi la percentuale di metallo o di composito, determina il valore numerico in termini di deformazione o tensione in direzione di trazione, la disposizione dell'elemento rinforzante è unica responsabile del tipo di rottura. Confrontando le tabelle IV e V, si nota infatti che il laminato FGA 2/1 ha resistenza maggiore, essendo maggiore la percentuale di fibre rispetto al laminato FGA 3/2, ma la tipologia di danno prevista non muta. D'altra parte i laminati ibridi sono stati progettati come evoluzione rinforzata dell'alluminio stratificato, e quindi la perdita di resistenza determinata dal solo rinforzo risulta evento da progetto.

4.1.2 Previsione della prova di trazione in direzione off-axis

Di seguito sono analizzate le curve sperimentali di trazione off-axis, ovvero le curve risultato dell'applicazione del carico in direzione diversa da una delle due direzioni principali del laminato ibrido. Seguendo le convenzioni utilizzate nel capitolo III in merito ai risultati sperimentali, detto θ l'angolo di inclinazione della direzione di laminazione del metallo rispetto all'asse di trazione, sono state testate le seguenti configurazioni

Configurazione	Indicatore θ°
Al/15/105/Al/105/15/Al	15
Al/25/115/Al/115/25/Al	25
Al/35/125/Al/125/35/Al	35
Al/45/135/Al/135/45/Al	45

Tabella VI: Convenzione per indicare le direzioni di trazione off-axis per il laminato FGA 3/2.

Di seguito, i diagrammi sperimentali stress-strain per ciascuna configurazione saranno confrontati con la previsione analitica, come appreso nel terzo capitolo per ogni θ sono state condotte tre prove di trazione, ma per rendere chiaro il confronto verrà considerata unicamente la curva media. La serie sperimentale è indicata mediante simboli, mentre la previsioni ottenute utilizzando la curva sperimentale dall'alluminio in direzione di laminazione e in direzione trasversale sono rappresentate mediante la linea tratteggiata e la tratto punto rispettivamente.

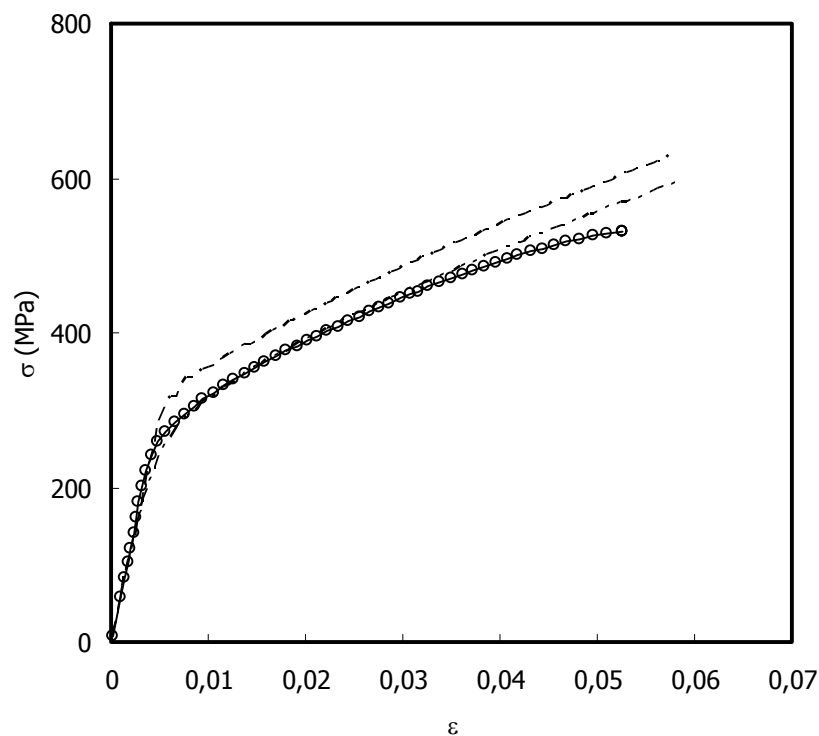


Figura 4.3: Confronto sperimentale (simbolo) – analitico (curve tratteggiata simulazione con alluminio in direzione R e tratto-punto con alluminio in direzione T) della prova di trazione sul laminato FGA 3/2 $\theta=15^\circ$.

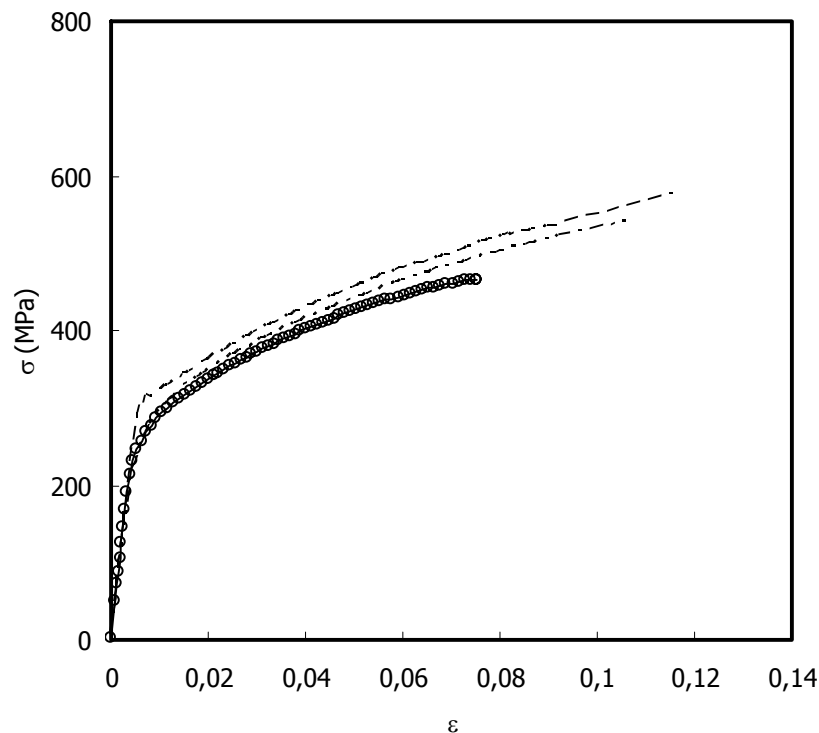


Figura 4.4: Confronto sperimentale (simbolo) – analitico (curve tratteggiata simulazione con alluminio in direzione R e tratto-punto con alluminio in direzione T) della prova di trazione sul laminato FGA 3/2 $\theta=25^\circ$.

Considerando le prime orientazioni off-axis 15° e 25° (figure 4.3 e 44), risulta che la previsione in campo elastico è buona, utilizzando entrambi i modelli per l'alluminio che, come commentato in precedenza, non presentano differenze nella parte lineare, ma divergono poco prima del punto di snervamento, sensibilmente superiore se si considera la direzione di "rullo" per il metallo. Infatti, osservando di seguito l'orientazione 0° (figura 4.1), 15° e 25° appare subito che il punto di snervamento reale del laminato FGA coincide con la previsione "R" per l'orientazione 0° e si discosta da questa fino a coincidere con la previsione "T" in corrispondenza di $\theta=25^\circ$. Ciò porta concludere che, sebbene il laminato FGA risente dell'anisotropia del metallo, questa è praticamente influente per orientazioni $\theta > 15^\circ$. Per entrambe le orientazioni fuori asse, la curva limite inferiore meglio si presta ad approssimare il reale comportamento del laminato, mentre il tratto antecedente la rottura comunque è affetto da una notevole non-linearità che porta a sottostimare i risultati sperimentali anche utilizzando la curva inferiore dell'alluminio.

E' interessante notare come varia con la disposizione del rinforzo la previsione dell'evoluzione del danno. In tabella VI sono riportati gli eventi previsti ed i valori di deformazione e tensione in direzione θ a cui si verificano, ed inoltre è indicato lo stato tensionale calcolato nella lamina interessata all'evento.

evento	θ	$\varepsilon\theta$	$\sigma\theta$	σ_1	σ_2	τ_{12}
Previsione limite inferiore "T"						
Danno nella matrice	105	0.008	284.469	-135.842	48.902	18.676
Danno nella matrice	105	0.008	284.469	-135.842	48.902	18.676
Danno nella matrice	15	0.013	342.232	485.294	3.060	-36.897
Danno nella matrice	15	0.013	342.232	485.294	3.060	-36.897
Rottura fibre	15	0.058	595.339	1896.017	-3.025	0.000
Rottura fibre	15	0.058	595.339	1896.017	-3.025	0.000
Previsione limite superiore "R"						
Danno nella matrice	105	0.008	332.118	-136.535	49.201	18.149
Danno nella matrice	105	0.008	332.118	-136.535	49.201	18.149
Danno nella matrice	15	0.014	380.395	493.557	2.363	-36.764
Danno nella matrice	15	0.014	380.395	493.557	2.363	-36.764
Rottura fibre	15	0.057	628.250	1894.993	-3.682	0.000
Rottura fibre	15	0.057	628.250	1894.993	-3.682	0.000
Previsione limite inferiore "T"						
Danno nella matrice	115	0.007	271.343	-84.063	39.993	26.844
Danno nella matrice	115	0.007	271.343	-84.063	39.993	26.844
Danno nella matrice	25	0.010	296.839	263.264	8.441	-37.253
Danno nella matrice	25	0.010	296.839	263.264	8.441	-37.253
rottura alluminio		0.106	535.358	458.839		
Previsione limite superiore "R"						
Danno nella matrice	115	0.008	315.146	-84.883	40.507	26.384
Danno nella matrice	115	0.008	315.146	-84.883	40.507	26.384
Danno nella matrice	25	0.010	325.468	269.668	8.224	-37.220
Danno nella matrice	25	0.010	325.468	269.668	8.224	-37.220
Rottura fibre	25	0.116	576.123	1894.700	-3.682	0.000

Tabella VII: Previsione degli eventi fino a rottura del laminato FGA 3/2 per $\theta=15^\circ$ e 25° , confronto tra la previsione ottenuta utilizzando le due curve limite dell'alluminio, R e T.

In tabella VII, i primi due blocchi contengono le previsioni relative all'orientazione $\theta=15$ del FGA 3/2 ottenute utilizzando nel programma di calcolo la curva limite superiore dell'alluminio, indicata come curva "R", e la inferiore, indicata come curva "T". Per entrambe le previsioni la rottura finale è causata dalla perdita di resistenza del rinforzo nelle lamine più allineate al carico, ovvero, in accordo

con le leggi della macromeccanica, per le lamine che sostengono la maggior parte del carico. La rottura catastrofica è preceduta dall'evento danno nella matrice, che, a differenza di quanto osservato in direzione 0° , interessa tutte e quattro le lamine UD. Infatti le lamine inclinate secondo $\theta+90$, con minore resistenza in direzione di trazione, raggiungono per prima il valore critico di danneggiamento, seguite dalle lamine orientate secondo θ . In tale caso, il carico N_θ , nella lamina in direzione θ , ha componente sia in direzione del rinforzo che in direzione perpendicolare a questo, quest'ultima componente, assente nel caso $\theta=0$, determina per l'appunto l'evento danno nella matrice anche nella lamina in analisi. Naturalmente, dal confronto delle due previsioni, si nota che la curva limite superiore permette di raggiungere valori critici più elevati, in quanto sovrastimando l'alluminio, a parità di carico l'aliquota che si riversa sul composito è minore, enfatizzano così il ruolo del composito quale elemento rinforzante.

Gli ultimi due blocchi, inerenti alle previsioni per l'inclinazione $\theta=25$ del FGA 3/2, indicano che il comportamento a rottura del laminato varia a seconda del modello di alluminio utilizzato. Infatti, le fibre fungono da rinforzante proporzionalmente alla propria inclinazione rispetto al carico, dunque la differenza dell'aliquota sopportata da ciascun layer diviene più piccola quanto maggiore è θ . Di conseguenza, l'alluminio gioca un ruolo più importante nella definizione di resistenza del laminato tanto da decretarne la rottura prima ancora che le lamine UD orientate secondo θ abbiano raggiunto il proprio valore critico, nel caso in cui si considera la curva inferiore per modellare la risposta a trazione del metallo.

Infine, nella tabella VII si sono riportati i valori delle tensioni in piano del composito, riferiti al sistema principale, al fine di verificare che tale valori sommati alle corrispondenti tensioni termiche residue verificano il criterio di Tsai Hill, utilizzato per decretare la rottura o il danneggiamento del composito.

evento	θ	ϵ_θ	σ_θ	σ_1	σ_2	τ_{12}
Previsione limite inferiore "T"						
Danno nella matrice	35	0,008	258,922	-21,776	30,838	31,948
Danno nella matrice	35	0,008	258,922	-21,776	30,838	31,948
Danno nella matrice	125	0,009	266,738	138,777	14,770	-36,645
Danno nella matrice	125	0,009	266,738	138,777	14,770	-36,645
rottura alluminio		0,115	425,570	462,332		
Previsione limite superiore "R"						
Danno nella matrice	35	0,008	296,275	-22,010	31,271	31,689
Danno nella matrice	35	0,008	296,275	-22,010	31,271	31,689
Danno nella matrice	125	0,009	302,470	142,824	14,922	-36,586
Danno nella matrice	125	0,009	302,470	142,824	14,922	-36,586
rottura alluminio		0,153	456,134	486,677		

evento	θ	$\epsilon\theta$	$\sigma\theta$	σ_1	σ_2	τ_{12}
Previsione limite inferiore "T"						
Danno nella matrice	45	0,008	256,942	50,228	22,458	-34,816
Danno nella matrice	45	0,008	256,942	50,228	22,458	34,816
Danno nella matrice	135	0,008	256,942	50,228	22,458	-34,816
Danno nella matrice	135	0,008	256,942	50,228	22,458	34,816
rottura alluminio		0,119	395,888	463,457		
Previsione limite superiore "R"						
Danno nella matrice	45	0,008	294,254	52,174	22,885	-34,852
Danno nella matrice	45	0,008	294,254	52,174	22,885	34,852
Danno nella matrice	135	0,008	294,254	52,174	22,885	-34,852
Danno nella matrice	135	0,008	294,254	52,174	22,885	34,852
rottura alluminio		0,159	422,135	487,820		

Tabella VIII: Previsione degli eventi fino a rottura del laminato FGA 3/2 per $\theta=35^\circ$ e 45° , confronto tra la previsione ottenuta utilizzando le due curve limite dell'alluminio, R e T.

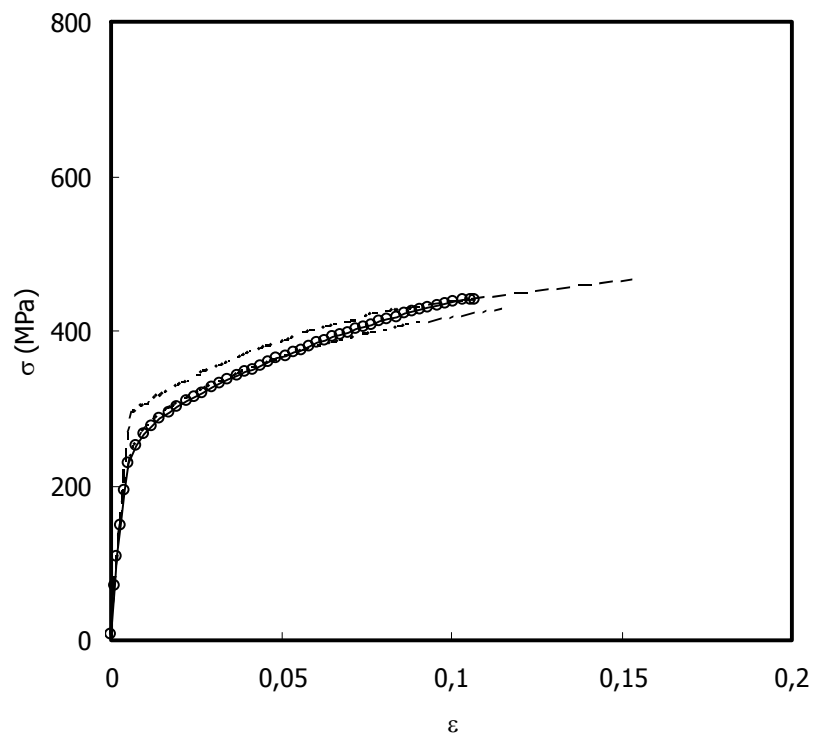


Figura 4.5: Confronto sperimentale (simbolo) – analitico (curve tratteggiata simulazione con alluminio in direzione R e tratto-punto con alluminio in direzione T) della prova di trazione sul laminato FGA 3/2 $\theta=35^\circ$.

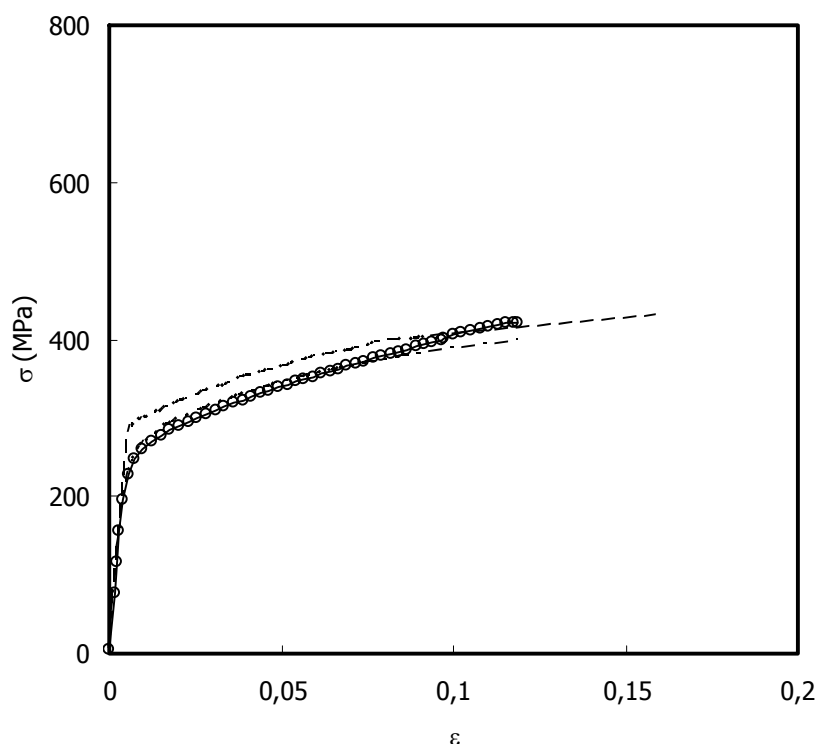
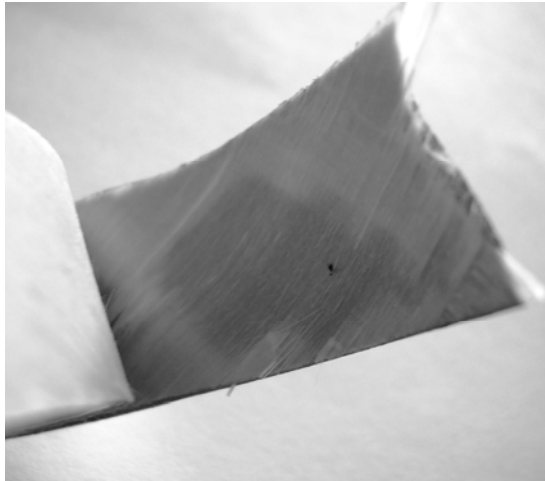


Figura 4.6: Confronto sperimentale (simbolo) – analitico (curve tratteggiate simulazione con alluminio in direzione R e tratto-punto con alluminio in direzione T) della prova di trazione sul laminato FGA 3/2 $\theta=45^\circ$.

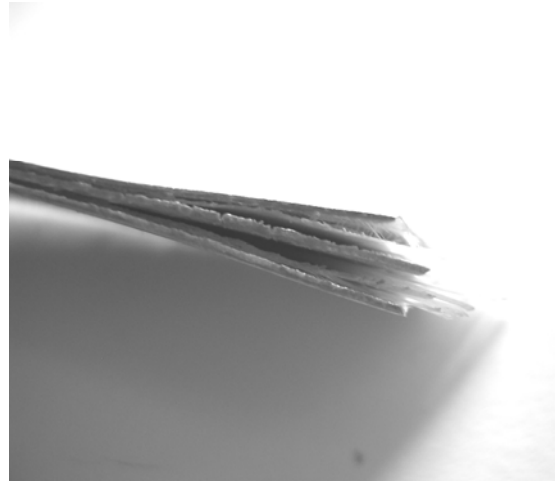
Le figure precedenti 4.5 e 4.6 mostrano il confronto previsioni-sperimentale per le inclinazioni 35° e 45° , mentre la tabella VIII riassume gli eventi critici per entrambi i laminati previsti con i due modelli di previsione (curva inferiore "T" e superiore "R" dell'alluminio).

Dal confronto analitico-sperimentale per entrambe le orientazioni emerge che la previsione teorica riproduce esattamente il tratto elastico (considerando entrambe le curve limite) e buona parte del tratto plastico (considerando la curva limite inferiore). Il tratto finale, contrariamente da quanto osservato per le precedenti orientazioni off-axis, compare sottostimato dal modello teorico ottenuto utilizzando la curva inferiore dell'alluminio come dato di input nel programma di calcolo. L'inversione della tendenza immediatamente precedente alla rottura è da ricercarsi in eventi caratteristici delle orientazioni considerate. Per tali valori di θ , infatti la matrice è notevolmente sollecitata, difatti dall'evento anno della matrice alla rottura finale intercorre un ampio intervallo di deformazione, durante il quale gli eventi previsti quali danni (microcricche e rotture all'interfaccia fibra matrice) si verificano numerosi. L'osservazione dello stato del composito a rottura mostra due particolari rilevanti. Il provino FGA $\theta=35^\circ$ (ma anche $\theta=45^\circ$) riporta una ampia area in cui la matrice è evidentemente

danneggiata, la foto in figura 4.7 (a) mostra appunto che tutta l'area più chiara è danneggiata e le fibre sono libere di muoversi nei limiti di movimento concesse dalle lamine vicine di alluminio. In tale zone del provino, infatti, è visibile post-rottura il debonding intralaminare (foto 4.7 (b)).



(a)



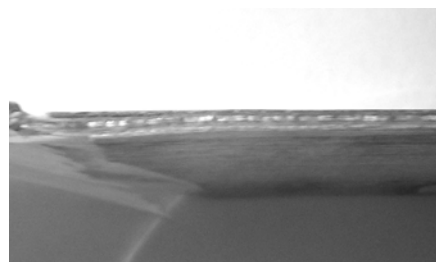
(b)

Figura 4.7: Danno nella matrice della laminata orientata a 35° rispetto l'asse di trazione nel laminato FGA 3/2 $\theta=35^\circ$ (a) e il debonding intralaminare post rottura (b).

Nelle figure seguenti 4.8, sono mostrate le stesse aree nel provino $\theta=15^\circ$, la zona in cui la matrice è danneggiata è principalmente limitata nei pressi delle fibre rotte (figura 4.8 a) e il debonding (figura 4.8 b) risulta invece lievemente accennato.



(a)



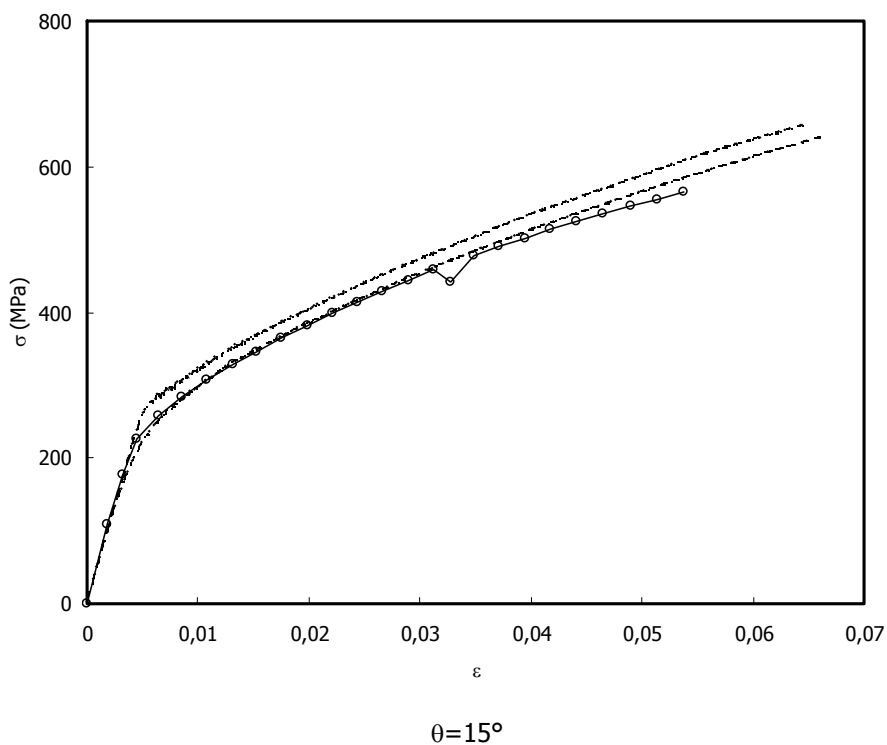
(b)

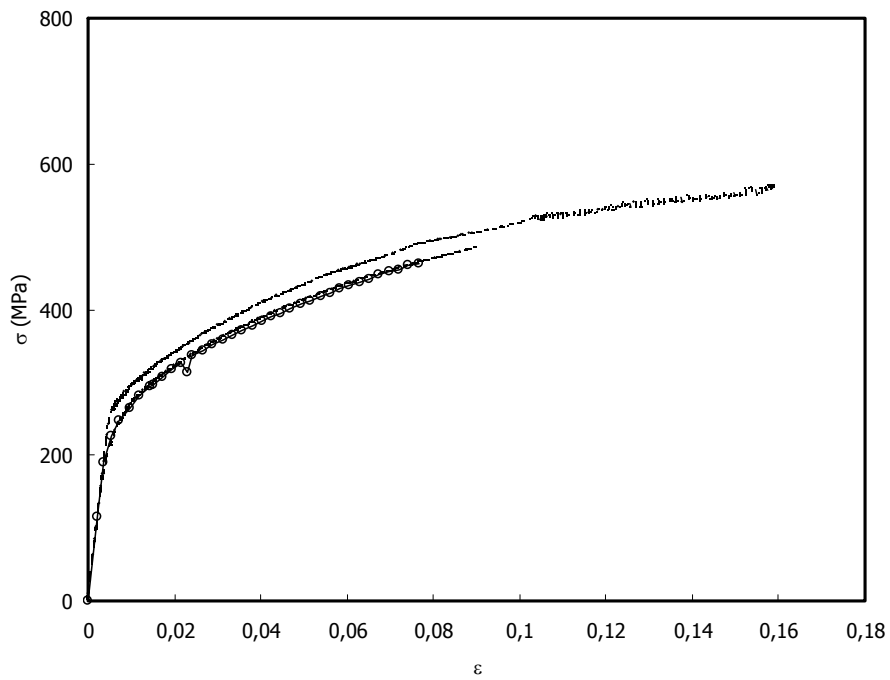
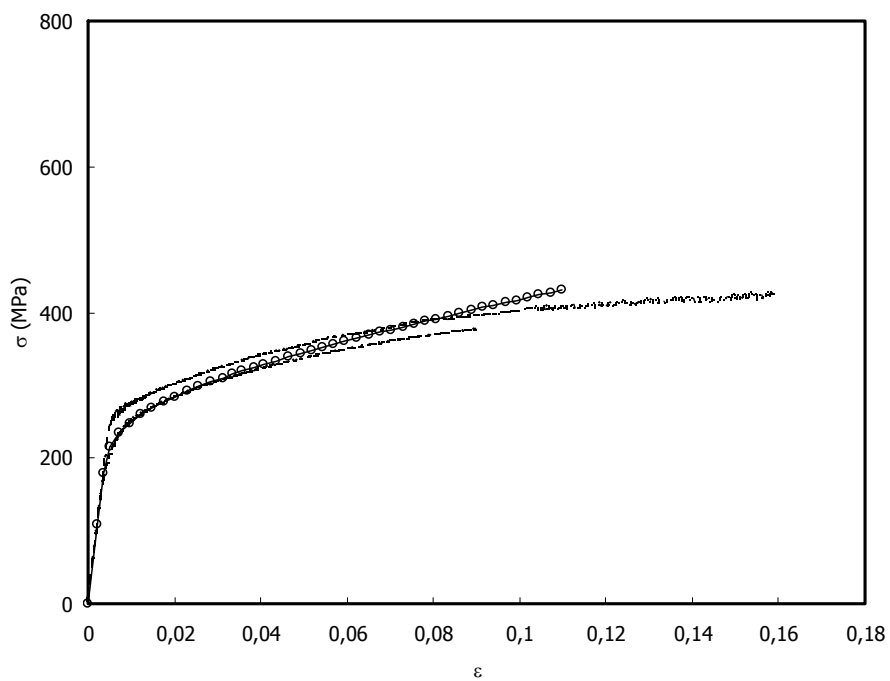
Figura 4.8: Danno nella matrice della laminata orientata a 15° rispetto l'asse di trazione nel laminato FGA 3/2 $\theta=15^\circ$ (a) e il debonding intralaminare post rottura (b).

Il confronto tra i due tipi di comportamento verificato lascia ipotizzare che, considerando orientazioni $\theta > 25^\circ$, le fibre siano libere di ruotare allineandosi con il carico e sopportando così un'aliquota maggiore di carico rispetto a quella prevista analiticamente. Naturalmente tale supposizione, potrebbe essere verificata unicamente interrompendo il test di trazione poco prima del valore critico di rottura ed osservare l'area effettivamente danneggiata del composito.

L'inversione della tendenza della curve sperimentali, nei casi in analisi $\theta = 35^\circ$ e 45° , risulta invece certamente legata ad una differente previsione della storia del danno nel laminato. Dalla tabella VIII, difatti, emerge che la rottura finale del laminato è causata dalla perdita di resistenza dei layer in alluminio e quindi caratterizzata da valori elevati di deformazione ultima. Le fibre, in tali configurazioni, a fine prova risulterebbero rotte solo perché, non essendoci più alcun elemento con funzione di trasferimento carico, incapaci di reagire all'applicazione del carico esterno.

Alla luce di quanto analizzato confrontando i dati sperimentali e la previsione analitica del comportamento off-axis del laminato FGA 3/2 soggetto a carico di trazione, segue il confronto relativo al laminato FGA 2/1.



 $\theta = 25^\circ$  $\theta = 35^\circ$

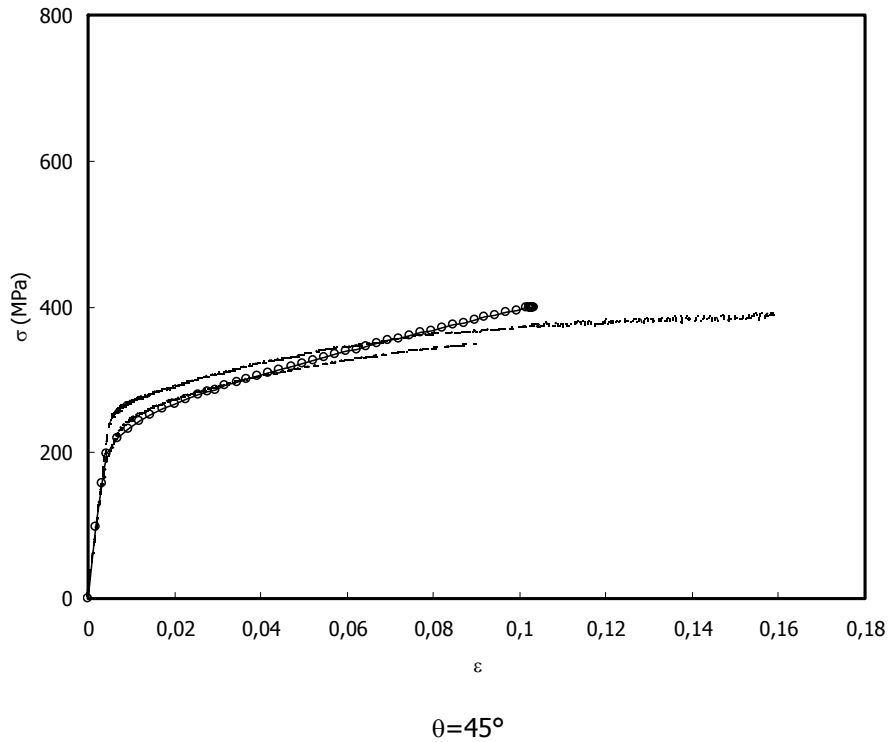


Figura 4.9: Confronto sperimentale (simbolo) – analitico (curve tratteggiate simulazione con alluminio in direzione R e tratto-punto con alluminio in direzione T) delle prove di trazione sul laminato FGA 2/1 in direzione θ off-axis.

Sostanzialmente, il confronto analitico-sperimentale anche per il laminato non simmetrico FGA 2/1 conferma quanto commentato per il laminato FGA 3/2. Sebbene il laminato in analisi violi una delle ipotesi alla base del modello analitico costruito, la previsione offerta sembra non essere accompagnata da scostamenti ulteriori a quelli già evidenziati per il laminato simmetrico. Ciò indica che aver trascurato gli effetti della matrice [B], e quindi delle curvature, non risulta essere fonte di consistenti errori. Effettivamente in condizioni reali di prova, la curvatura del laminato è bloccata, il materiale è cioè vincolato a deformarsi unicamente nel piano principale. Durante la prova, dunque, nessuna curvatura può essere osservata, mentre a rottura avvenuta il laminato risulta incurvato, come si osserva in figura 4.10.

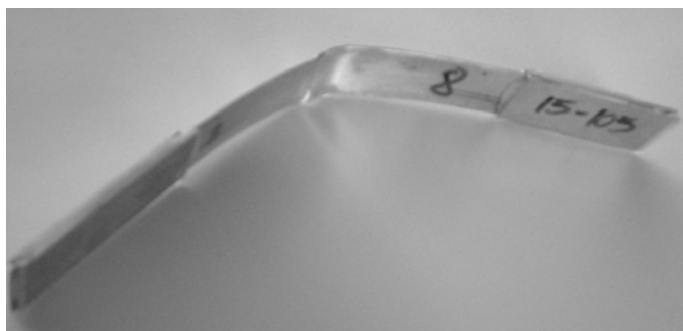


Figura 4.10: Curvatura post rottura verificatasi nel provino di FGA 2/1 $\theta=15^\circ$.

Nella tabella IX, sono riportati per ciascuna inclinazioni gli eventi critici, e i valori di deformazione e tensione in direzione di trazione corrispondenti, previsti mediante il modello teorico in cui si introducono le curve limite inferiore e superiore di risposta a trazione dell'alluminio di 0.2mm in spessore.

		Previsione limite superiore "R"		Previsione limite inferiore "T"	
evento	θ	$\varepsilon\theta$	$\sigma\theta$	$\varepsilon\theta$	$\sigma\theta$
Danno nella matrice	90	0.007	315.273	0.007	282.775
Rottura fibre	0	0.036	650.482	0.036	627.838
Danno nella matrice	105	0.007	291.406	0.007	265.303
Danno nella matrice	15	0.014	356.332	0.013	332.989
Rottura fibre	15	0.065	656.153	0.066	640.190
Danno nella matrice	115	0.007	272.884	0.007	244.718
Danno nella matrice	25	0.011	300.048	0.011	275.635
Rottura alluminio		0.159	614.584	0.090	484.644
Danno nella matrice	125	0.008	270.829	0.008	237.999
Danno nella matrice	35	0.009	272.676	0.009	249.791
Rottura alluminio		0.159	464.784	0.090	377.110
Danno nella matrice	45	0.008	263.289	0.008	237.230
Danno nella matrice	135	0.008	263.289	0.008	237.230
Rottura alluminio		0.159	428.393	0.090	348.411

Tabella IX: Previsione degli eventi fino a rottura del laminato FGA 2/1 per $\theta=15^\circ-45^\circ$, confronto tra la previsione ottenuta utilizzando le due curve limite dell'alluminio, R e T.

La tabella indica che il laminato FGA 2/1 varia la modalità di rottura in corrispondenza di θ compreso $]15^\circ, 25^\circ[$: da una rottura causata per la perdita di resistenza del rinforzo ad una rottura con grandi deformazioni causata dal metallo. Confrontando i valori ultimi previsti mediante la curva superiore con i valori sperimentali, sia attraverso i grafici in figura 4.9 sia richiamando la tabella II del terzo capitolo, si osserva che il modello analitico sovrastima abbondantemente i valori ultimi per quei casi in cui la rottura è determinata dal cedimento del metallo. Tale errore dipende essenzialmente dall'aver inserito nel software di calcolo la curva media (curva 2b) tra le tre curve sperimentali di trazione dell'alluminio, tagliato dal saggio in spessore 0.2 mm in direzione di laminazione. Tale in accuratezza è pertanto riparabile sostituendo ad esempio la curva 2c (tabella II del capitolo III), a cui corrisponde il valore di deformazione a rottura pari a 9%.

4.1.3 Previsione della resistenza finale: criteri di rottura

L'algoritmo di calcolo costruito offre la possibilità di utilizzare differenti criteri di rottura per decretare gli eventi critici per entrambi i materiali costituenti il laminato ibrido. Come anticipato nel secondo capitolo, sono stati considerati per i seguenti criteri di rottura:

per l'alluminio:

- criterio della massima deformazione
- criterio della massima tensione
- criterio di Von Mises

per la vetroresina:

- criterio della massima deformazione
- criterio della massima tensione
- criterio di Tsai Hill.

La scelta della coppia di relazioni da utilizzare, proposta prima di inserire le caratteristiche lamina per lamina (cfr. appendice 1), influisce sulla curva stress-strain risultato della simulazione, in quanto adoperando una differente relazione gli eventi intermedi indicati come "rotture parziali" del composito definiscono una diversa rigidità del composito e, quindi, del laminato, determinando in tal modo un cambio di pendenza in corrispondenza di un differente punto sulla curva $\sigma-\epsilon$.

Nel precedente paragrafo i risultati mostrati sono ottenuti implementando la "procedura automatica", costruita adoperando il criterio della massima deformazione per il metallo ed il criterio di Tsai Hill per il composito. Tale coppia di relazioni è stata scelta tra le nove possibili combinazioni, considerando la migliore approssimazione analitica che si ottiene confrontando i risultati numerici con i dati sperimentali, in termini di deformazione e tensione ultima, del laminato simmetrico FGA 3/2

soggetto a trazione secondo le cinque direzioni θ (0° , 15° , 25° , 35° , 45°), in accordo con la terminologia finora adoperata.

In tabella X sono listate gli errori percentuali nella previsione della deformazione e della resistenza a rottura per ciascuna combinazione, segnata indicando dapprima il criterio del metallo e poi del composito come di seguito specificato di seguito.

COMBINAZIONE	CRITERIO ADOPERATO	
	ALLUMINIO	VETRORESINA
MD MD	Massima deformazione	Massima deformazione
MD MT	Massima deformazione	Massima tensione
MD TH	Massima deformazione	Tsai Hill
MT MD	Massima tensione	Massima deformazione
MT MT	Massima tensione	Massima tensione
MT TH	Massima tensione	Tsai Hill
VM MD	Von Mises	Massima deformazione
VM MT	Von Mises	Massima tensione
VM TH	Von Mises	Tsai Hill

Dal confronto tra la curva previsione e sperimentale, nel precedente paragrafo, era già emerso che le configurazioni non bilanciate, quindi considerando θ pari a 15° , 25° e 35° , sono accompagnate da sensibili scostamenti nel tratto di curva precedente alla rottura, errori derivanti da una visibile non linearità della curva reale del laminato FGA 3/2. La tabella X conferma, difatti, che qualunque combinazione si scelga l'errore di previsione per le orientazioni non bilanciate è sempre numericamente rilevante. In particolare, se si considera la configurazione Al/25/115/Al/115/25/Al, che segna il passaggio da un tipo di rottura provocata dal rinforzo alla rottura causata dal metallo, la previsione analitica si discosta in media del 30% e del 15% rispettivamente dalle deformazione e tensione medie misurate.

θ	$\Delta \varepsilon_r$	$\Delta \sigma_r$	$\Delta \varepsilon_r$	$\Delta \sigma_r$	$\Delta \varepsilon_r$	$\Delta \sigma_r$
combinazione	MD MD		MD MT		MD TH	
45°	0.04	0.06	0.04	0.06	0.04	0.06
35°	0.16	0.10	0.16	0.10	0.12	0.02
25°	0.55	0.25	0.55	0.25	0.43	0.15
15°	0.06	0.15	0.06	0.16	0.07	0.15
0°	0.01	0.02	0.00	0.01	0.04	0.04

combinazione	MT MD		MT MT		MT TH	
45°	0.07	0.07	0.07	0.07	4.86	0.22
35°	0.01	0.03	0.01	0.03	2.97	0.22
25°	0.32	0.13	0.32	0.13	0.60	0.18
15°	0.26	0.15	0.06	0.16	0.06	0.15
0°	0.01	0.02	0.00	0.01	0.04	0.04

combinazione	VM MD		VM MT		VM TH	
45°	0.27	0.11	0.27	0.11	0.27	0.11
35°	0.16	0.07	0.16	0.07	0.16	0.07
25°	0.30	0.13	0.30	0.13	0.30	0.12
15°	0.06	0.15	0.06	0.16	0.06	0.15
0°	0.01	0.02	0.00	0.01	0.04	0.04

Tabella X: Errori percentuali in valore assoluto della previsione della deformazione e della resistenza a rottura per ciascuna combinazione rispetto ai dati sperimentali relativo al laminato FGA 3/2.

Deviazioni consistenti sono misurati anche per le orientazioni bilanciate quando si adopera il criterio di Von Mises per il metallo. Nel laminato FGA, il materiale equivalente linearmente elastico, con cui si sostituisce l'alluminio, è in generale sottoposto ad uno stato di tensione completo, congruente con lo stato di deformazione dell'intero laminato, costante in ogni layer essendo nulle le curvature (laminato simmetrico). Tale stato di tensione è calcolato considerando il modulo elastico e il coefficiente di poisson del materiale equivalente, e cioè calcolato mediante una relazione di equivalenza diversa dalla relazione di Von Mises, pertanto lo stato limite del provino a sezione circolare non coincide con lo stato critico del materiale equivalente sostitutivo dell'alluminio. In termini di rottura, tale differenza è critica quando si analizzano orientazioni del laminato in cui l'alluminio determina la perdita di resistenza.

Errori consistenti accompagnano la simulazione ottenuta con la combinazione MT-TH, mediante cui la rottura dell'alluminio è di lunga sopravvalutata in termini di deformazione per le orientazioni $\theta > 15^\circ$. Ritenendo non adatte le combinazioni che presentano scostamenti maggiori del 10% in corrispondenza di orientazione per cui le altri criteri si prestano meglio ad approssimare i valori di rottura, vengono tralasciate le combinazioni MT-MD, MD-MD e MD- MT.

In conclusione sono confrontate in figura 4.11 e 4.12 le previsioni in termini di deformazione e tensione a rottura rispettivamente.

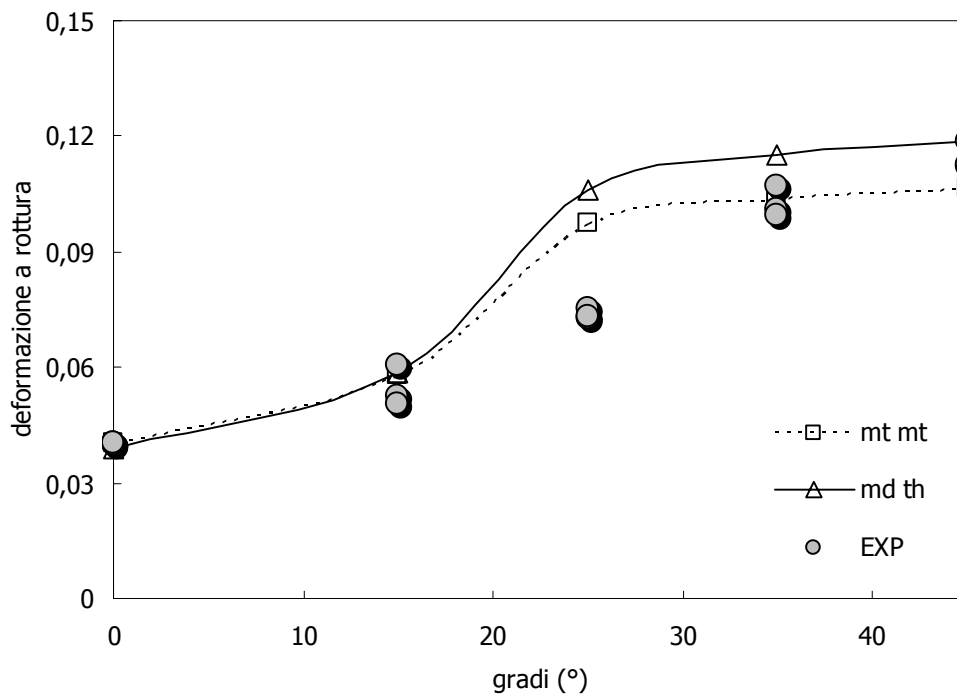


Figura 4.11: Previsione dell'andamento della deformazione a rottura in funzione dell'orientazione del rinforzo rispetto alla direzione di trazione, al variare della combinazione di criteri di rottura adoperati per i materiali costituenti.

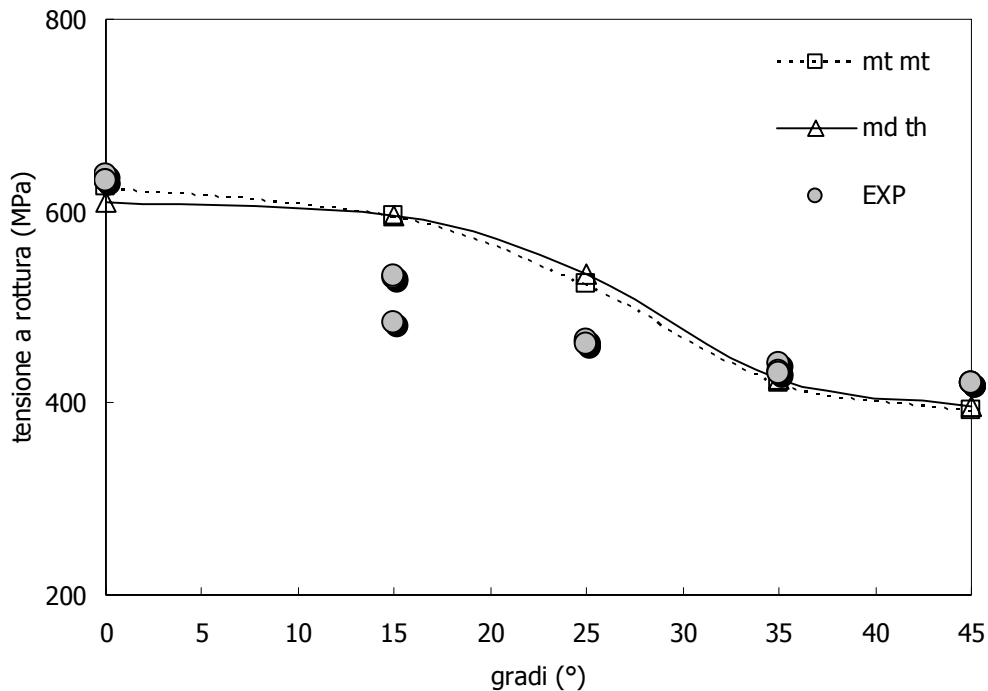


Figura 4.12: Previsione dell'andamento della tensione a rottura in funzione dell'orientazione del rinforzo rispetto alla direzione di trazione, al variare della combinazione di criteri di rottura adoperati per i materiali costituenti.

Le due combinazioni selezionate individuano i medesimi andamenti in termini di deformazione e tensione ultime, numericamente lo scarto tra l'una o l'altra combinazione è praticamente trascurabile. La scelta della procedura automatica, e quindi dei criteri più adatti da adoperare, si basa su considerazioni non numeriche. Per i materiali compositi è usuale adoperare criteri energetici che tengano in conto dell'interazione delle fibre e della matrice (Tsai,1992) , è quindi preferibile adoperare il criterio di Tsai Hill per la corretta previsione delle caratteristiche a rottura. Inoltre, le ipotesi alla base dell'algoritmo di calcolo, prove simulata in controllo di deformazione e materiale sostitutivo dell'alluminio le cui caratteristiche elastiche sono calcolate a parità di deformazione equivalente, suggeriscono che il criterio della massima deformazione è da preferire al criterio della massima tensione nel prevedere la rottura del metallo.

4.2 Previsione delle deformazioni residue.

Come specificato nel capitolo terzo relativo alle prove sperimentali, alcune prove di carico-scarico sono state condotte sul laminato FGA 3/2 per acquisire le deformazioni residue e confrontarle con i valori previsti mediante l'algoritmo di calcolo costruito.

Le prove sono state eseguite considerando unicamente la direzione $\theta=0^\circ$, sollecitando ciclicamente a trazione il materiale fino ad un carico massimo specificato, raggiunto cui il materiale viene scaricato. In corrispondenza di ciascun livello di carico massimo, si registra, dunque, la deformazione residua, ε_r , che permane nel provino ormai scarico.

Il metodo analitico di previsione, il cui algoritmo è descritto in appendice 1, permette di conoscere in corrispondenza di ogni passo di deformazione, ε_x , il valore dello sforzo monassiale, σ_x , a cui è soggetto il laminato ed il valore delle componenti del vettore di deformazione in piano, e quindi lo stato di tensione lamina per lamina. Ipotizzando che nella fase di scarico il materiale abbia comportamento elastico lineare, l'algoritmo è stato opportunamente ampliato per la previsione delle deformazioni residue. In particolare, assegnati in input i valori di tensione massima, in corrispondenza dei quali effettuare lo scarico, il programma fornisce in output la riproduzione della curva stress-strain ciclica.

In figura 4.13, una riproduzione della storia registrata dopo vari cicli di carico-scarico con livelli di stress incrementali su un singolo provino (curva continua) è confrontata con la previsione teorica (curva tratteggiata). In particolare, in figura, si è scelto di riportare il risultato sperimentale relativo ad un test per cui le tensioni di riferimento (in corrispondenza di cui si effettua lo scarico) siano distribuite in tutto l'intervallo da 0 MPa a σ_{max} . Si sottolinea che la previsione riportata in figura è stata ottenuta definendo per l'alluminio il materiale di risposta equivalente alla curva sperimentale acquisita in direzione di laminazione del saggio, o in accordo con le indicazioni precedenti la curva analitica è una curva R, limite superiore.

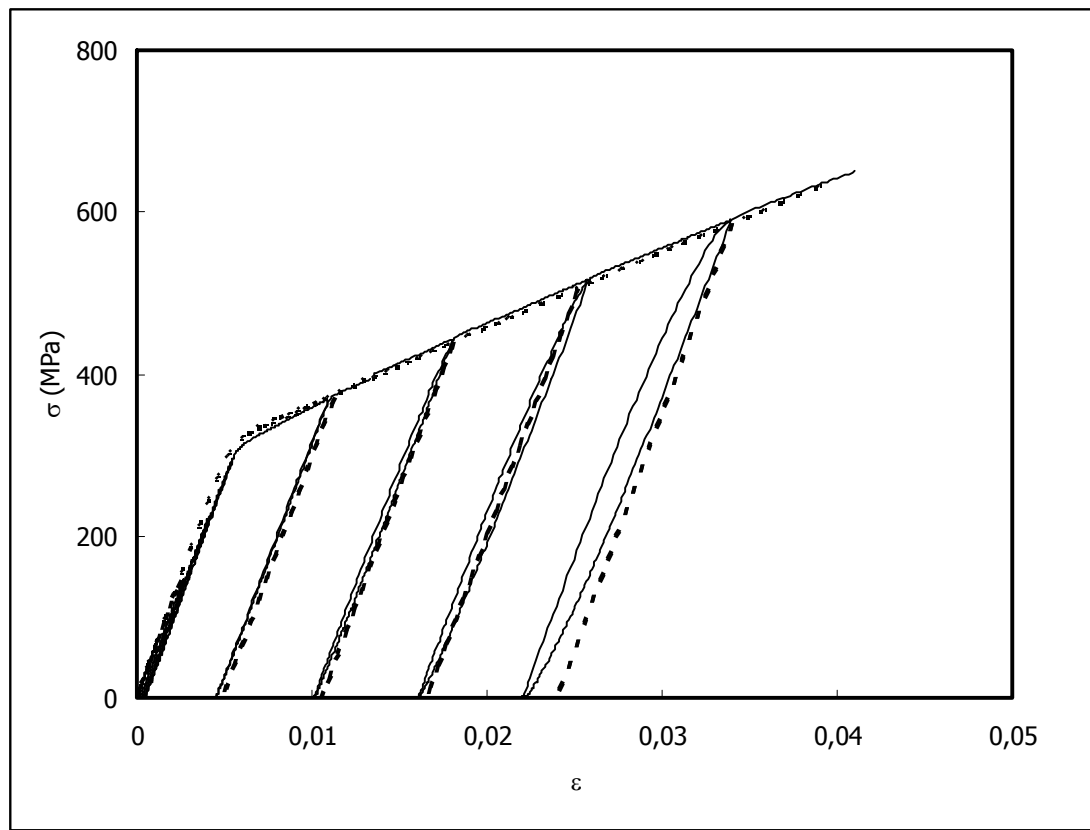


Figura 4.13: Confronto sperimentale (curva continua)- teorico (curva tratteggiata) del *loading-unloading test* sul laminato FGA 3/2 secondo la direzione $\theta=0^\circ$.

I noti prima di tutto che il carico massimo sopportabile dal materiale è molto vicino al carico massimo acquisito durante il test di trazione semplice, pertanto la storia di carico non condiziona in alcun modo le caratteristiche di resistenza del laminato. La fase elastica lineare è praticamente coincidente con la previsione teorica, pertanto anche il comportamento elastico del laminato non è condizionato dalla storia, come ci sia aspetta considerando che in campo elastico le deformazioni residue sono nulle.

La curva di previsione, tratteggiata in figura, coincide con la curva di teorica di risposta del materiale al carico di trazione semplice, pur di non considerare i tratti obliqui corrispondenti alle fasi di scarico. Come mostrato in figura 4.1, la risposta teorica del materiale sollecitato con un carico di trazione semplice è perfettamente sovrapposta alla curva sperimentale. Pertanto, la previsione teorica in figura 4.13 fornisce una misura di confronto tra le curve sperimentali relative al semplice test di trazione ed al test di trazione loading-unloading. In questi termini, il diagramma suggerisce che la deformazioni residua, ε_r , dipende unicamente dal valore del massimo stress raggiunto, σ_{\max} , piuttosto

che dalla storia di carico seguita per raggiungerlo. A verificare tale ipotesi, i vari test eseguiti considerando diversi set di σ_{\max} , come descritto nel paragrafo 3.3, riproducono le stesse condizioni verificate per il test mostrato nella precedente figura. Dal confronto simulato-sperimentale per ciascuna prova, nessun effetto della storia di carico è stato osservato.

Le deformazioni residue sono plottate in figura 4.14 come funzione della massima tensione applicata. Nella stessa figura sono riportate le due curve limite di previsione, seguendo la simbologia adottata in precedenza, la curva tratteggiata è la previsione che si ottiene utilizzando la curva R dell'alluminio, rispettivamente la curva tratto-punta è la previene tramite la curva T.

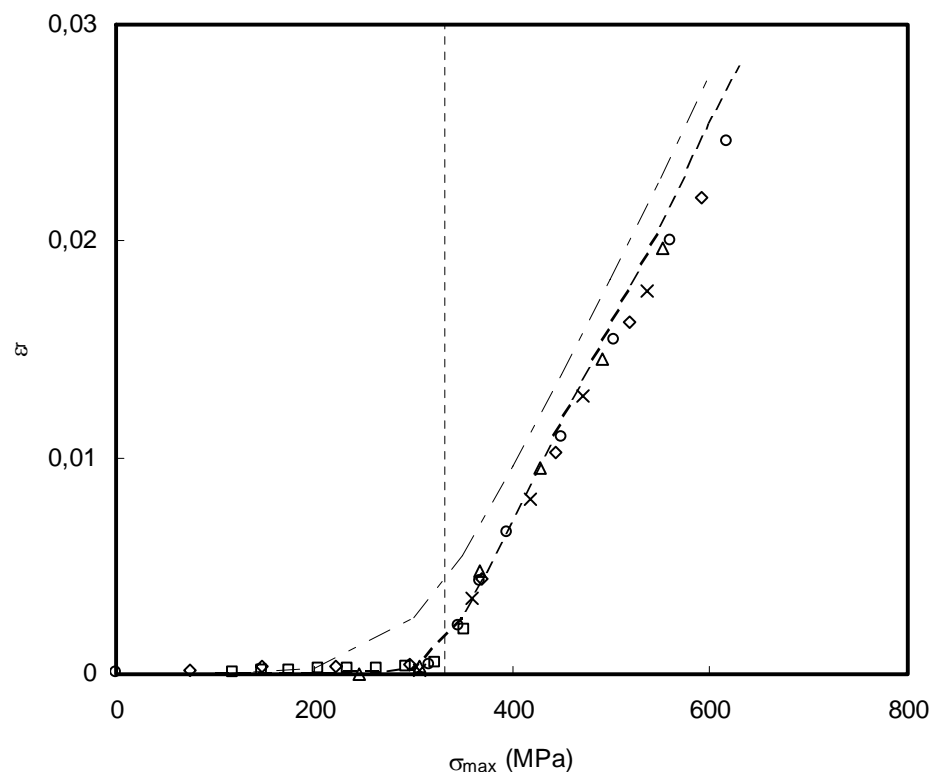


Figura 4.14: Deformazioni residue acquisite dal *loading-unloading test* sul laminato FGA 3/2 secondo la direzione $\theta=0^\circ$. Simboli: valori sperimentali; Curve: previsione analitica utilizzando la curva R dell'alluminio (tratteggio) e la curva T (tratto-punta).

La linea verticale è il valore medio della tensione di snervamento. Come discusso in tutti i test relativi all'alluminio ed al laminato ibrido, tale tensione è stata calcolata secondo il metodo dell'offset decritto nella norma ASTM-E8M, settando il valore di offset allo 0.2% di deformazione. La campagna di prove ivi analizzata conferma la bontà di tale metodo, difatti a sinistra della retta verticale, quindi in

fase elastica, non si misurano deformazioni residue, che sono invece presenti in corrispondenza di tensioni maggiori del valore σ_{02} .

Come commentato nel primo paragrafo di codesto capitolo, la curva T è inadeguata nel prevedere correttamente il responso del materiale in direzione 0° ; difatti sovrastima la deformazione residua corrispondente ad un fissato σ_{\max} . Al contrario, il risultato ottenuto utilizzando la curva R provvede ad una accurata previsione. Comunque, al tendere di σ_{\max} alla resistenza a rottura, la curva teorica si allontana progressivamente dai dati sperimentali, tendendo sovrastimare la deformazione residua. La ragione di ciò è visibile già dalla figura 4.13: incrementando il valore di stress massimo, la curva di scarico diviene sensibilmente non lineare, e, come trovato da Kenaga e collaboratori (1987), l'esistenza di un loop di isteresi è sempre più evidente. Ri- analizzando, difatti, l'intera curva sperimentale stress-strain, la fase di scarico che ha inizio per un valore al di sotto di 400 MPa è con buona approssimazione lineare e parallela al tratto elastico. Quando ,però, si considerano σ_{\max} più elevati fase di scarico e successivo ricarico non coincidono più, dando luogo al loop di isteresi, particolarmente evidente per l'ultimo ciclo di carico in figura. L'ipotesi di scarico parallelo al tratto iniziale elastico del materiale è dunque violata, se si considerano livelli di stress massimo prossimi al valore di rottura. L'effetto snervamento nella fase di scarico sembra, inoltre, dipendere proporzionalmente dalla percentuale di rinforzo nel laminato. Difatti, Horst e Ohrloff , nel proprio lavoro del 1993, hanno evidenziato che per la stessa tipologia di FGA 3/2, costituito però da lamine più sottili di alluminio, e precisamente di 0.3 mm in spessore, lo snervamento in fase di scarico è presente già per valori di stress pari al 60% del carico massimo e quindi molto più evidente per stress prossimi alla resistenza a trazione del laminato.

4.5 Previsione della curva $\tau-\gamma$.

Come illustrato nel paragrafo 3.4, le prove di taglio sono state eseguite in accordo al metodo D-5379, usando un provino con intaglio a V Iosipescu con il rinforzo orientato a $\pm 45^\circ$ rispetto all'asse longitudinale dello stesso. Sfortunatamente, l'attrezzatura non si è mostrata adatta ad completare il test di taglio e quindi ad acquisire l'intera curva stress-strain, in quanto la traversa mobile superiore della macchina (vedi figura 3.20) interferiva con il provino in corrispondenza di una deformazione insufficiente ad indurre la rottura finale del laminato.

Solamente la prima parte della curva $\tau-\gamma$ è stata ottenuta e sarà quindi confrontata con il risultato della previsione numerica. Anche in questa sede, verranno proposte le due curve limite inferiore e superiore. Il laminato FGA 3/2 è stavolta costituito da lamine di alluminio di 0.3mm in spessore, e, poiché non è stato possibile recuperare il materiale per ottenere le curve sperimentali R e

T di tale metallo, sono state utilizzate le corrispondenti curva relative alla lega Al2024 T3 in 0.4 mm di spessore.

In figura 4.14 viene mostrato il confronto analitico-sperimentale in termini di curva $\tau-\gamma$, risposta del laminato ad un carico di taglio puro in piano.

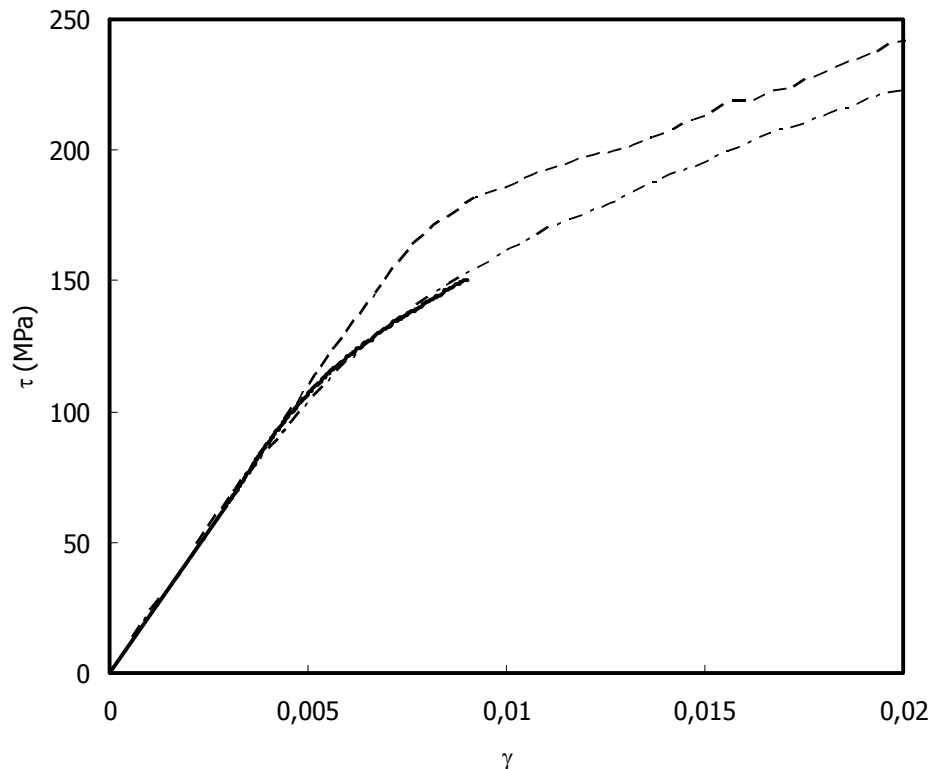


Figura 4.14: Curva $\tau-\gamma$ del laminato FGA 3/2 di 1.46mm in spessore. Simboli: valori sperimentali; Curve: previsione analitica utilizzando la curva R dell'alluminio (tratteggio) e la curva T (tratto-punto).

La linea solida in figura mostra la risposta al taglio del laminato FGA testato. Per confronto, nella stessa figura, sono riportate le previsioni teoriche derivate dalla curva R (tratteggio) e T (tratto-punto) della lega di alluminio. La curva sperimentale è ben approssimata dalla curva tratto-punto, mentre la curva tratteggiata sovrastima sensibilmente lo sforzo tagliente del composito del tratto post-lineare in poi.

Insieme ai risultati mostrati per le prove di trazione off-axis, la figura 4.15 conferma che un accurata previsione si otterrebbe nel calcolo delle tensioni post snervamento, non tenendo in conto dell'anisotropia del metallo. In figura 4.15, vengono riportati i moduli di taglio, G , sperimentali e

confrontati con i moduli previsti teoricamente, mediante la curva R (tratteggiata) e T (tratto punto), come appare dal grafico le due previsioni sono molto vicine, in quanto nel tratto elastico le curve sperimentali di risposta al carico di trazione della lega di alluminio si è mostrato essere praticamente sovrapposte.

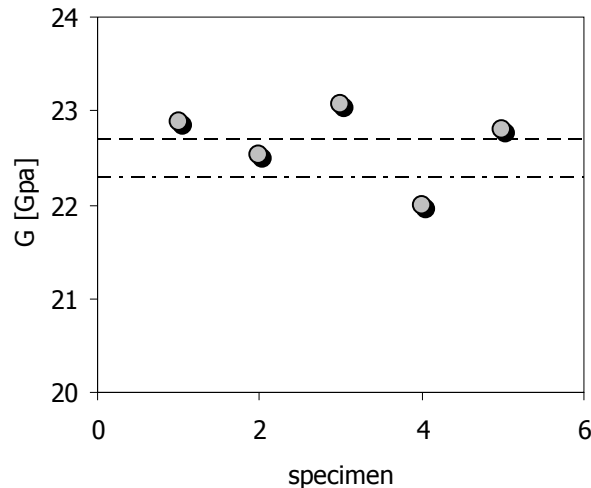


Figura 4.15: Previsione del modulo di taglio, G , del laminato FGA 3/2 di 1.46mm in spessore. Simboli: valori sperimentali; Curve: previsione analitica utilizzando la curva R dell'alluminio (tratteggiato) e la curva T (tratto-punto).

Limitando il risultato teorico alla sola previsione fornita dalla curva T, in figura 4.16 sono riportati in simboli i valori ultimi acquisiti durante il Iosipescu Test. Nello stesso diagramma sono riportate le previsioni della tensione corrispondente al danneggiamento del provino, circa 104 MPa, e resistenza a rottura, circa 500 MPa.

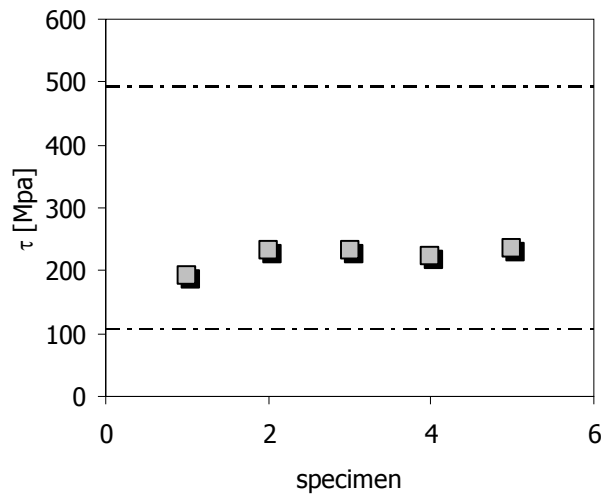


Figura 4.16: Previsione della resistenza ultima a taglio, τ , del laminato FGA 3/2 di 1.46mm in spessore. Simboli: valori sperimentali ultimi acquisiti; Curve: previsione analitica utilizzando la curva T (tratto-punto) della tensione corrispondente al primo danneggiamento della matrice e della resistenza ultima a taglio.

E' interessante osservare che le prove sperimentali, come anticipato, non sono state condotte fino a rottura, bensì interrotte perché il provino si deformava anormalmente. Dalla figura 4.16, emerge che i valori ultimi acquisiti sono compresi tra il valore di tensione corrispondente al danneggiamento della matrice e al valore di resistenza ultima a taglio. In seguito al test alcuni provini, precedentemente sollecitati a taglio, sono stati analizzati isolando la vetroresina, mediante abrasione chimica del metallo in soluzione acquosa di soda caustica. Si è notato che in prossimità delle singolarità geometriche erano presenti aree più o meno ampie, a seconda del carico ultimo, di danneggiamento della matrice. In figura 4.17 si riportano due delle lamine di composito cross-ply estratte dal laminato FGA 3/2 sollecitato fino al valore di resistenza di 107 MPa e 150 MPa, rispettivamente. Le zone bianche opache indicano la presenza di cricche nella matrice ed, come previsto analiticamente, entrambi i provini appaiono danneggiati nei pressi delle singolarità geometriche. Sfortunatamente, non sono disponibili immagini della stato della vetroresina in corrispondenza di carichi inferiori al primo carico critico per il laminato FGA, ma si può desumere che, data la differente estensione dell'area danneggiata relativa alle figure mostrate, probabilmente nessuna cricca può essere notata nel composito per valori inferiori di carico.

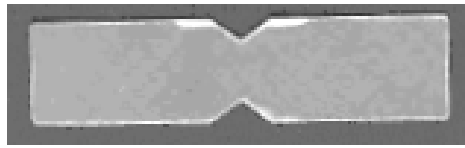
 $\tau = 107 \text{ MPa}$  $\tau = 150 \text{ MPa}$

Figura 4.17: Area danneggiata nelle lamine di composito cross-ply estratte dai provini di laminato FGA 3/2 sollecitato fino al valore di resistenza di 107 MPa e 150 MPa.

CAPITOLO V

INDAGINI SULLA EVOLUZIONE DEL DANNO NEL LAMINATO FGA SOGGETTO A CARICO DI TRAZIONE

Le ipotesi alla base del modello analitico prevedono che la rottura finale sia preceduta da una rottura, indicata come parziale, che interessa la matrice del composito. Tale ipotesi ha permesso di valutare con buona efficienza il comportamento globale per le diverse orientazioni analizzate e la previsione è particolarmente precisa quando si simula la risposta del materiale soggetto a trazione in direzione del rinforzo. L'azzeramento dei moduli elastici in direzione trasversale al rinforzo è fondamentale per la corretta previsione e l'importanza di tale ipotesi è tanto più evidente quando si considerano laminati le cui caratteristiche elastiche secondo le direzioni principali di ortotropia sono molto differenti. L'esempio lampante di tale considerazione è evidenziato nel lavoro di Kawai e collaboratori del 1998, in cui è analizzato il comportamento tensile del GLARE 2-3/2 (costituito da tre lamine di alluminio e due lamine unidirezionali di Vetoresina). Nel capitolo primo i risultati ottenuti dall'autore sono stati commentati ed, in particolare, il confronto tra le previsioni con e senza l'ipotesi di rottura parziale sono mostrati nelle figure 1.19. Nello stesso lavoro, ma anche nei lavori successivi (Wu e Yang, 2005) di diversi autori che sulla base di tale ipotesi hanno proposto un innovativo modello di previsione, la modifica delle rigidità trasversali è giustificata ammettendo che fenomeni di delaminazione e microcricche nella matrice intervengono prima che il laminato giunga a rottura completa. Tali ipotesi non sono, però, sorrette da osservazioni sperimentali del reale stato del composito, prima della avvenuta perdita di resistenza.

In questo capitolo, verranno discusse le analisi condotte al fine di verificare cosa e quando avviene nel materiale durante la prova di trazione. Inizialmente è proposta una analisi visiva delle modalità di rottura presentatesi al variare dell'orientazione del rinforzo, successivamente mediante verranno esaminate le possibili tecniche di ispezione dell'evoluzione del danno.

5.1 Influenza della direzione del rinforzo sulle caratteristiche ultime del laminato FGA 3/2.

Il comportamento del laminato FGA 3/2, nelle figure 4.1-4.6 in termini di curva stress-strain, indica che il modulo elastico, la tensione di snervamento e la resistenza ultima decrescono

progressivamente con l'incrementarsi della inclinazione θ rispetto alla direzione 0° del laminato. In particolare, data la scala adottata, l'influenza di θ sul modulo elastico è difficilmente percepibile dalle figure, ed è meglio illustrata in figura 5.1.

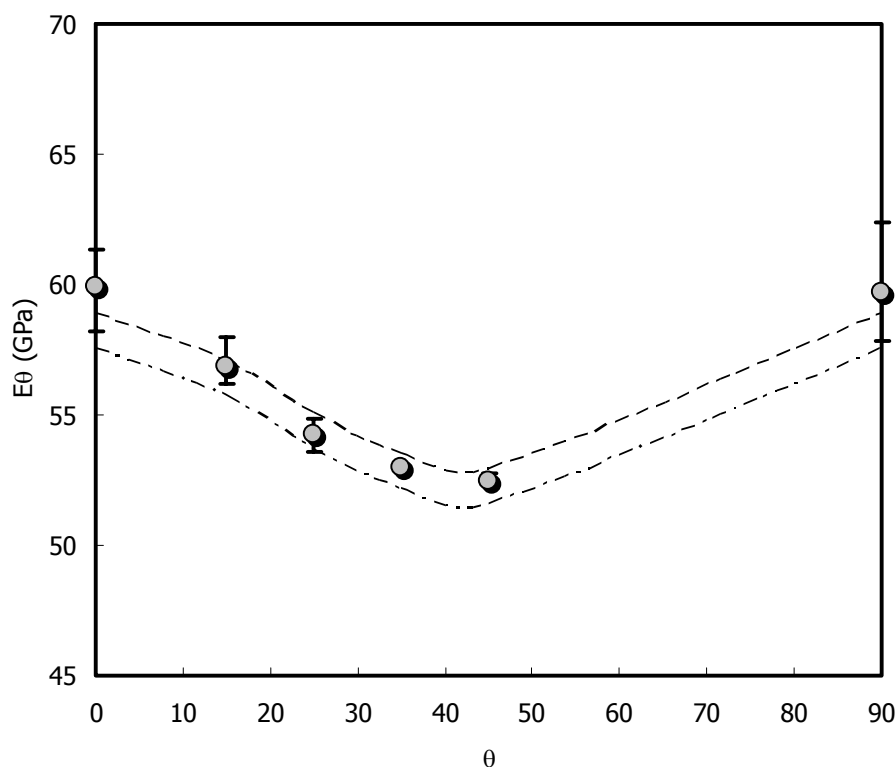


Figura 5.1: Dipendenza del modulo elastico del FGA 3/2, E_θ , dall'orientazione θ . Simboli: valori sperimentali. Linee: previsioni teoriche basate sulla curva- R (tratteggiata) e curva-T (tratto punto) dell'alluminio.

Tutte le caratteristiche esaminate sono qualitativamente aspettate, in quanto riflettono sostanzialmente il progressivo disallineamento del rinforzo rispetto all'asse di trazione. Sotto tale aspetto, invece, appare maggiormente interessante che la deformazione ultima cresce con θ . Ciò può esser spiegato in termini di "netting analysis", secondo la quale il livello di stress sopportato dal rinforzo per un dato carico applicato è più basso, ed addirittura la rottura delle fibre non si presenta, quando sono analizzate configurazioni con valori maggiori di θ .

In figura 5.1, la linea superiore (tratteggiata) e la inferiore (tratto-punto) sono riportate con lo stesso significato adoperato nei digrammi stress-strain, esse indicano la previsione ottenuta

sostituendo rispettivamente la curva sperimentale dell'alluminio in direzione di laminazione e in direzione trasversale ad essa. Naturalmente, le due linee sono molto vicine l'un l'altra, siccome è stata ricavata una differenza molto piccola tra i moduli elastici nelle direzioni "R" e "T" (tabella II del terzo capitolo). Le curve teoriche seguono strettamente il trend sperimentale (simboli in figura), confermando così l'adattabilità della teoria classica della lamina nel dominio elastico. Inoltre, il rapporto di anisotropia risulta non elevato per questo particolare FGA, infatti E_0 è circa 1.14 volte superiore a E_{45} , che è il più basso modulo trovato.

Le figure 5.2 e 5.3 mostrano la dipendenza della resistenza a trazione e della deformazione ultima, rispettivamente, da θ . La previsione derivante dall'utilizzo delle curve R e T per l'alluminio sono rappresentate dalla linea tratteggiata e dalla linea tratto punta, rispettivamente.

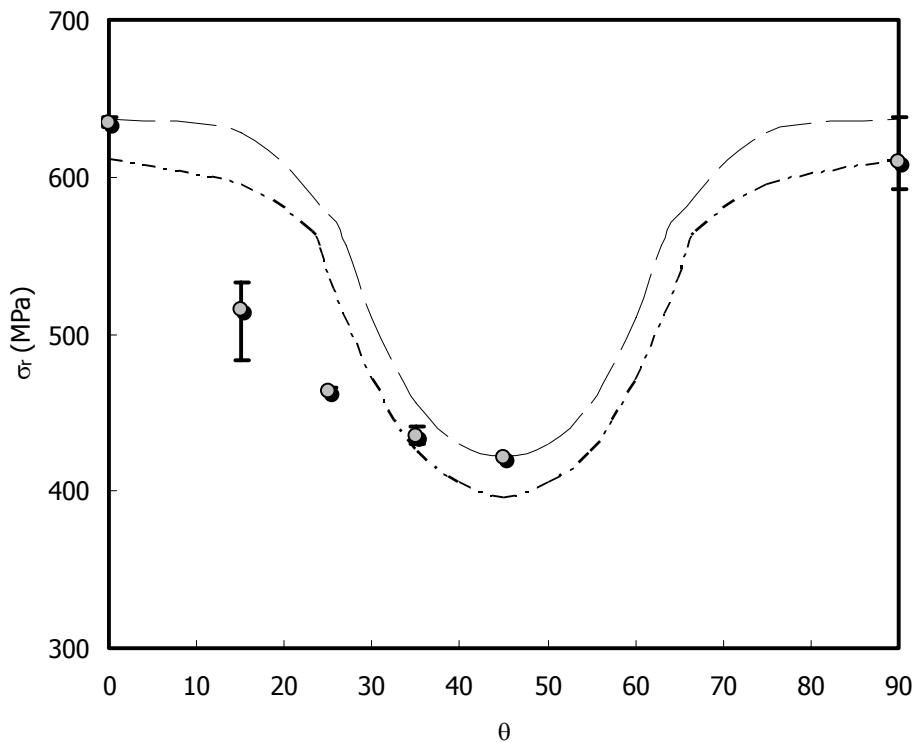


Figura 5.2: Dipendenza della resistenza a trazione del FGA 3/2, σ_r , dall'orientazione θ . Simboli: valori sperimentali. Linee: previsioni teoriche basate sulla curva- R (tratteggiata) e curva-T (tratto punto) dell'alluminio

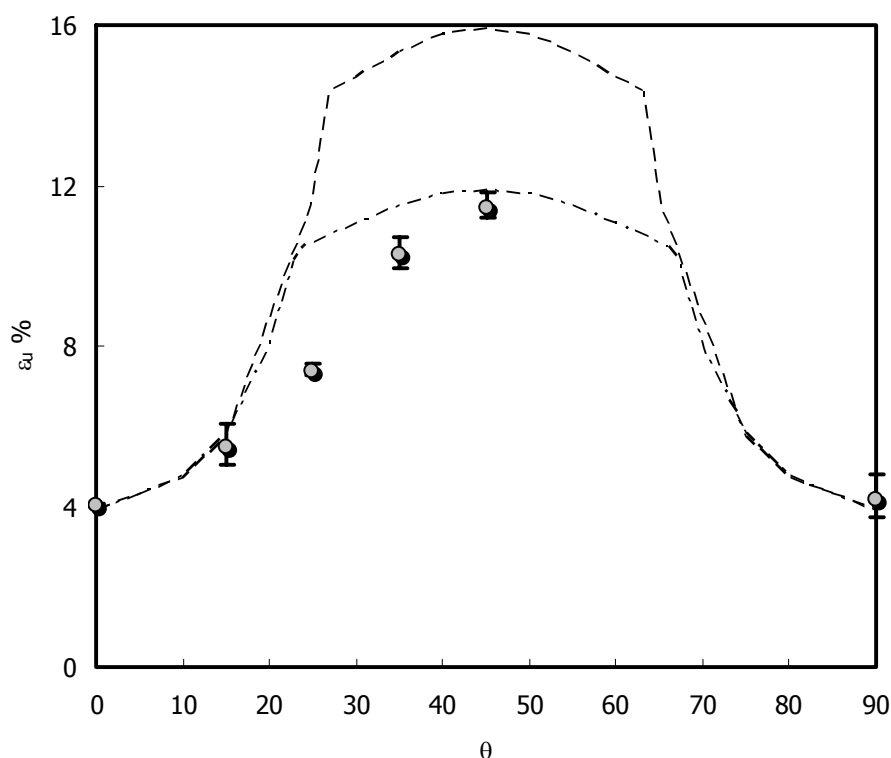


Figura 5.3: Dipendenza della deformazione ultima del FGA 3/2, ε_u , dall'orientazione θ . Simboli: valori sperimentali. Linee: previsioni teoriche basate sulla curva- R (tratteggiata) e curva-T (tratto punto) dell'alluminio

La correlazione tra teoria e sperimentale è abbastanza buona per la resistenza a trazione: la tensione ultima del materiale (figura 5.2) è sovrastimata del 15-20% nell'intervallo $\theta=15^\circ$ - 25° , ma l'errore commesso è sensibilmente inferiore per le altre orientazioni. Il modello, invece, approssima il comportamento reale in maniera meno esatta nella descrizione della deformazione a rottura (figura 5.3), specialmente se si considera come risultato analitico la curva-R.

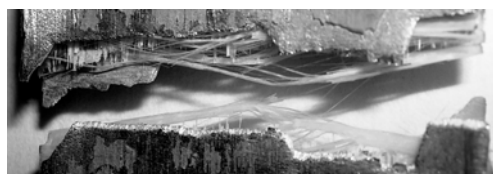
Si noti che i trend individuati in entrambi i grafici sono abbastanza regolari, fatta eccezione per i due punti di cuspidi presenti in ciascuna delle due curve analitiche. Le cuspidi sono locate in corrispondenze di $\theta \approx 25^\circ$ and $\theta \approx 65^\circ$, ed indicano il passaggio tra due modalità differenti di rottura finale. Nell'intervallo esterno ai punti di cuspidi, la perdita di resistenza del laminato FGA 3/2 è sostanzialmente imputabile alla rottura del rinforzo nelle lamine meno inclinate rispetto al carico, ovvero nelle lamine orientate secondo θ . Quando invece si considera $25^\circ < \theta < 65^\circ$, il collasso finale è determinato dal cedimento dell'alluminio, mentre le lamine di vetroresina si prevede teoricamente restino intatte.

Sperando di guadagnare alcune delucidazioni circa l'aspetto rottura finale del laminato, le superfici di frattura dei singoli provini, soggetti a carico di trazione, sono state analizzate.

Alcune tipiche immagini dei modi di rottura investigati per il laminato FGA 3/2 sono mostrate nelle figure 5.4-5.7, al variare dell'orientazione del rinforzo, θ , rispetto all'asse di trazione.



(a)

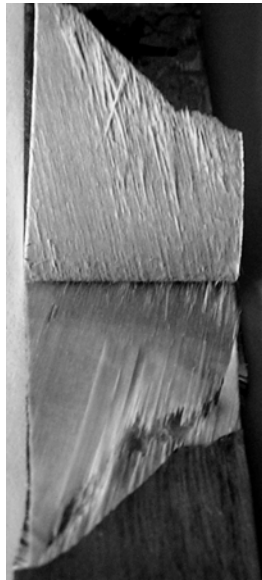


(b)

Figura 5.4: Superficie di rottura classica per i provini FGA 3/2 sollecitati a trazione lungo la direzione principale, coincidente con la direzione di laminazione del metallo. Ingrandimento 1:5 della superficie di frattura, immagine (b).

In figura 5.4, una rottura tipica del laminato FGA 3/2 sollecitato in direzione principale viene mostrata. Le fibre orientate secondo $\theta=0^\circ$ sono evidentemente rotte, come evidenziato nell'ingrandimento in figura 5.4 (b). La superficie di rottura è praticamente trasversale rispetto all'orientazione del carico, il che lascia pensare che il metallo non abbia avuto modo di scorrere plasticamente, in altri termini la rottura è avvenuta "di schianto" come una classica rottura di tipo fragile. Per tale orientazione, la zona interessata alla frattura non mostra un evidente debonding.

In alcuni coupon, invece, la lamina esterna di alluminio è stata rimossa per facilitare la visione delle lamine interne di vetroresina. Tale operazione si è mostrata molto semplice, in quanto in seguito alla rottura, si è presentata una ampia zona di debonding (figure 5.5), permettendo una facile separazione dei layer che parzialmente erano già separati all'interfaccia nell'aria di frattura.



(a)



(b)

Figura 5.5: Superfici di rottura del provino FGA 3/2: sollecitato in direzione $\theta=15^\circ$ (a) e $\theta=25^\circ$ (b).

In tutti i casi esaminati, di cui le immagini nelle figure 5.5 sono rappresentative, sono state trovate fibre rotte nel rinforzo delle lamine orientate secondo θ , mentre le fibre sono sostanzialmente intatte nelle lamine a $90^\circ-\theta$. E' ancora interessante notare che il parte del rinforzo, nella lamina interessata alla rottura, è ancora aderente al layer esterno di alluminio; ciò dimostra che l'adesione interlamina è forte, o comunque garantisce l'aderenza fino a rottura.

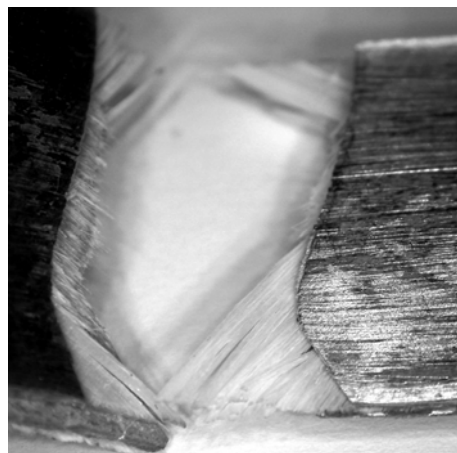


Figura 5.6: Superficie di rottura del provino FGA 3/2 sollecitato in direzione $\theta=35^\circ$.

In figura 5.6, è mostrata una tipica rottura del provino FGA3/2 sollecitato a trazione in direzione $\theta=35^\circ$. Le due parte opposte rispetto alla superficie di frattura si presentano separate, ma ciò non è sempre accaduto per i restanti coupon testati in cui, comunque, tutte le lamine di metallo sono rotte. Si è, invece, verificato che le fibre nella zona centrale del provino sono rotte, ma non nelle zone di bordo. Se per l'orientazione in esame il collasso finale è imputabile alla rottura del metallo, come previsto teoricamente, la rottura potrebbe essere iniziata dal bordo. Nella zona centrale, dunque, le fibre si romperebbero successivamente, in seguito alla riduzione di sezione resistente.

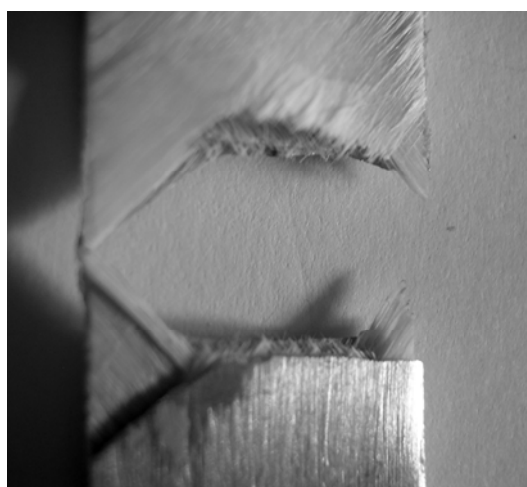


Figura 5.7: Superficie di rottura del provino FGA 3/2 sollecitato in direzione $\theta=45^\circ$.

Per l'orientazione $\theta=45^\circ$, il rinforzo in entrambe le lamine a $+45^\circ$ e -45° si presenta danneggiato (figura 5.7), come aspettato. Dall'immagine, appare più evidente il fenomeno prima commentato: le fibre rotte occupano unicamente la zona centrale della sezione resistente.

In tutti i provini accorrono ampie zone in cui la matrice appare danneggiata, evidenti soprattutto nelle lamine maggiormente inclinate rispetto al carico. Naturalmente, in accordo con la teoria il livello critico di deformazione per il cracking della matrice, $\varepsilon_{m,r}$, è dipendente dall'orientazione delle lamine, essendo infinito unicamente per le lamine il cui rinforzo è orientato parallelamente all'asse di trazione. Comunque, l'analisi numerica prevede che, per i casi esaminati il rinforzo inclinato di un angolo θ maggiore di 0° , il valore di ε_m varia nel range 0.75% a 1.35% , limiti molto al di sotto dal valore più basso di deformazione ultima (figura 5.3). Pertanto, il danneggiamento della matrice si verifica sempre prima della rottura finale, come confermato dalle osservazioni fatte.

E' molto complesso, sulla base delle ispezioni visive dei coupon "post mortem", inferire su dove prende luogo la transizione prevista dal modello, da rottura dominata dal rinforzo a rottura dominata dall'alluminio. Nonostante ciò, un fenomeno peculiare si è verificato, osservando i provini con $\theta=15^\circ$

and $\theta=25^\circ$: la lamina centrale di alluminio è solo parzialmente danneggiata, o talvolta intatta, dopo l'esecuzione della prova. Questo potrebbe suggerire che la frattura delle lamine esterne di alluminio è indotta dalle lamine adiacenti di GFRP, indicate mediante analisi teorica come responsabili del collasso finale. Sfortunatamente, applicando lo stesso ragionamento ai provini testati con $\theta=0^\circ$ e $\theta=90^\circ$, si dovrebbe predire che la lamina centrale rimanga intatta, che contrasta con l'evidenza sperimentale.

Dai risultati discussi, deve essere concluso che modelli più sofisticati, che tengano in conto la sequenza completa del danno fino alla perdita di resistenza, sono richiesti al fine di ottenere una più accurata previsione della resistenza e della deformazione a rottura dei laminati FGA.

5.2 Controllo dell'evoluzione del danno: correlazione con l'emissione acustica del FGA 3/2 sollecitato a trazione

Nel capitolo terzo, sono stati mostrati i primi risultati ottenuti dalla analisi dell'emissione acustica registrata durante la prova di trazione del laminato ibrido FGA 3/2, di 1.36mm in spessore. Siccome l'innescarsi di un difetto nei materiali compositi è rivelato mediante un'emissione acustica, come ampiamente studiato da numerosi autori, la campagna di prove è volta innanzitutto a determinare se e quando si verificano eventi critici nel laminato. Poiché l'attività acustica del laminato ibrido Alluminio-Vetroresina sollecitato a trazione appare consistente, ci si aspetta che gli eventi previsti come rotture intermedie siano effettivamente accaduti. Per verificare ciò è necessario controllare con tecniche distruttive (CD) e non (CND) lo stato del materiale in corrispondenza di diversi valori di stress normale raggiunto.

5.2.1 Analisi generale dell'emissione acustica

L'attività sperimentale ha dimostrato, in primis, che i valori di settaggio del sistema di acquisizione acustica permettono di isolare gli eventi che si innescano nel metallo in fase plastica (figure 3.28 e 3.29), pertanto quanto registrato dovrà essere addebitato al composito o all'interfaccia composito - metallo.

L'analisi dell'attività acustica del laminato ha rivelato che possono individuarsi tre zone critiche:

4. livelli bassi di carico: l'attività acustica del materiale è nulla
5. livelli medi di carico: l'attività acustica del materiale è sporadica
6. livelli alti di carico: l'attività acustica del materiale è consistente

dove l'aggettivo precisante il livello di carico è da determinarsi in funzione dell'orientazione θ considerata, come specificato in tabella I.

	Hits	0%	20%
θ°	ε_r	$\varepsilon_{0/\varepsilon_r}$ %	$\varepsilon_{20/\varepsilon_r}$ %
0°	0,040	40,0	77,5
15°	0,035	48,6	80,0
30°	0,042	28,6	83,3
45°	0,070	28,6	80,0

Tabella I: Deformazioni critiche corrispondenti ad inizio emissione acustica, ε_0 , 20% dei segnali acquisiti, ε_{20} , adimensionalizzata rispetto alla deformazione ultima, ε_r , al variare dell'orientazione θ dell'asse di trazione rispetto alla direzione principale del rinforzo.

Le diverse prove di trazione condotte senza raggiungere rottura assicurano la ripetibilità della registrazione acustica. Infatti, confrontando, per le diverse prove interrotte effettuate in direzione del rinforzo, $\theta=0^\circ$, la cumulata degli eventi in funzione del valore di stress massimo applicato, adimensionalizzato rispetto alla resistenza a trazione del laminato, si ottiene il diagramma in figura 5.8.

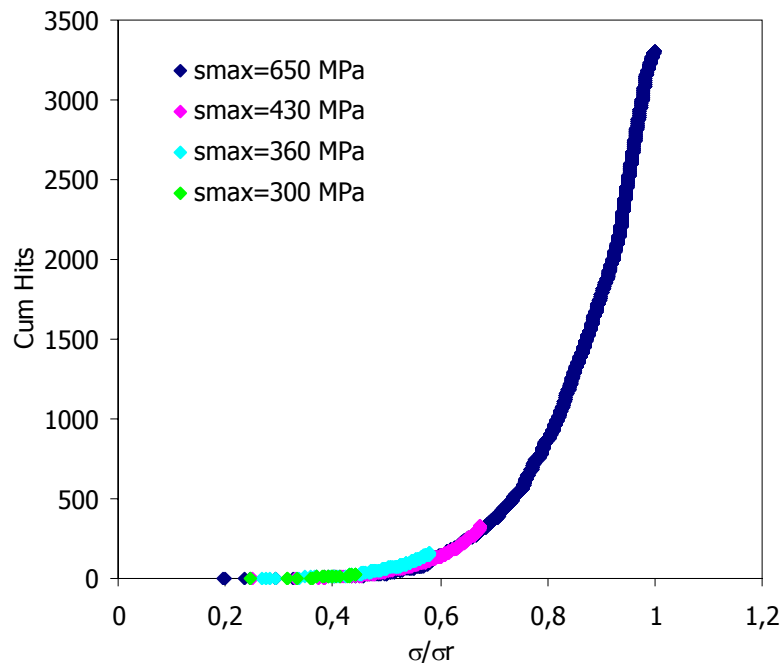


Figura 5.8: Cumulata degli eventi registrati durante la prova di trazione sul laminato FGA 3/2 in direzione $\theta=0^\circ$ in funzione dello stress adimensionalizzato per il valore di resistenza ultima, σ_r . Confronto dei test condotti nella stessa direzione con differenti livelli massimi di carico, s_{max} , indicati in legenda.

Quanto mostrato in figura 5.8 suggerisce due importanti osservazioni, di seguito discusse.

- Il numero di segnali acustici rilasciati dal laminato FGA 3/2 sollecitato con un carico di trazione, secondo la direzione longitudinale del rinforzo, è funzione dello stato tensionale del materiale. Le quattro curve, differenti per carico massimo applicato, si sovrappongono perfettamente, proprietà che assicura la ripetibilità dell'evento. Il numero di eventi registrato, dunque, può fornire un'informazione sullo stato tensionale del materiale, consentendo quindi di controllo dell'evoluzione della deformazione mediante l'acquisizione dell'emissione acustica.

- L'emissione acustica ha inizio in corrispondenza di un valore di tensione superiore al 20% della resistenza a rottura del materiale. In altri termini, essendo $\sigma_r \cong 650\text{MPa}$, il materiale comincia ad emettere raggiunta la tensione di 300MPa, in corrispondenza della quale mediante il modello analitico è previsto il primo danno nella matrice delle lamine orientate a 90° rispetto la direzione del carico. In tabella II, sono riportati gli eventi previsti introducendo le caratteristiche l'FGA 3/2, di 1.36mm in spessore, nell'algoritmo di calcolo costruito. Le lamine costituenti sono numerate dall'alto verso il basso in direzione, quindi la configurazione risulta essere Al/GFRP1/ GFRP2/Al/ GFRP3/ GFRP4/Al.

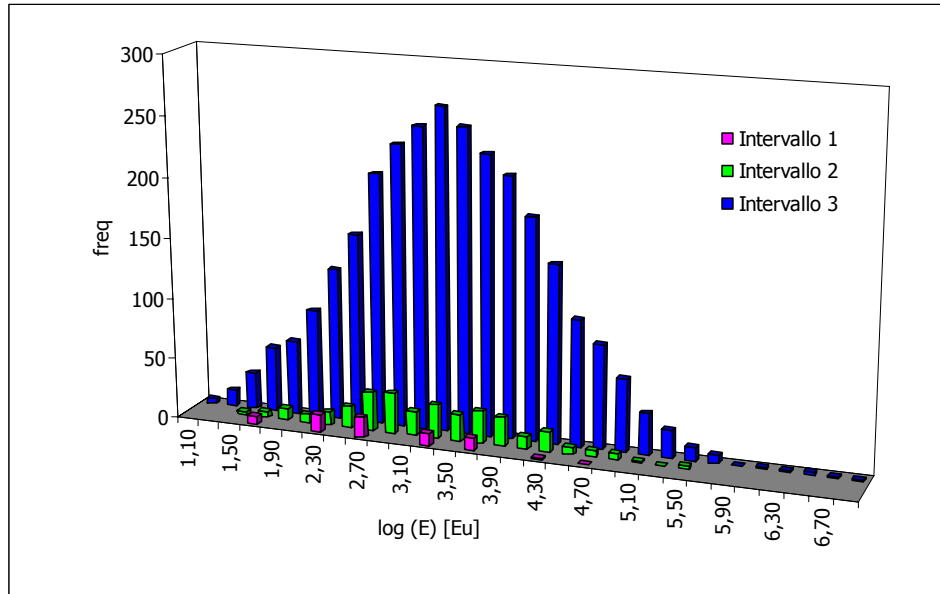
layer	orientazione	deformazione	Tensione [MPa]	EVENTO ACCADUTO
GFRP 2	90°	0,0075	315,71	Danno nella Matrice
GFRP 3	90°	0,0075	315,71	Danno nella Matrice
GFRP 1	0°	0,0361	649,75	Rottura Fibre
GFRP 4	0°	0,0361	649,75	Rottura Fibre

TABELLA II: Eventi previsti durante la prova di trazione del laminato FGA 3/2, di 1.36mm in spessore, in direzione $\theta=0^\circ$, di configurazione Al/GFRP1/ GFRP2/Al/ GFRP3/ GFRP4/Al.

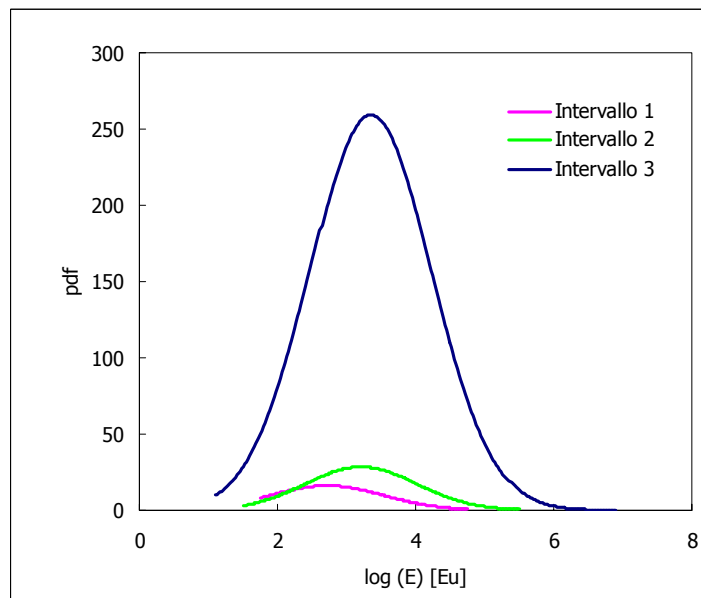
Analizzando le caratteristiche dei segnali acquisiti durante una prova completa, fino a rottura, è possibile classificare gli eventi in classi individuate da intervalli di tensione. Dividendo cioè il range di emissione in tre intervalli di tensione di uguale ampiezza, si è studiato l'andamento delle caratteristiche Ampiezza, energia, rise time e duration dei segnali. I tre intervalli in cui si è suddiviso il range di emissione [300 MPa - 650 MPa] sono indicati come segue, in tabella II.

Intervallo	Estremo inferiore (MPa)	Estremo superiore (MPa)
1	300	417
2	417	533
3	533	650

Tabella II: Suddivisione in intervalli "equo-stress" per analisi caratteristiche acustiche relative alla prova di trazione in direzione $\theta=0^\circ$.



(a)

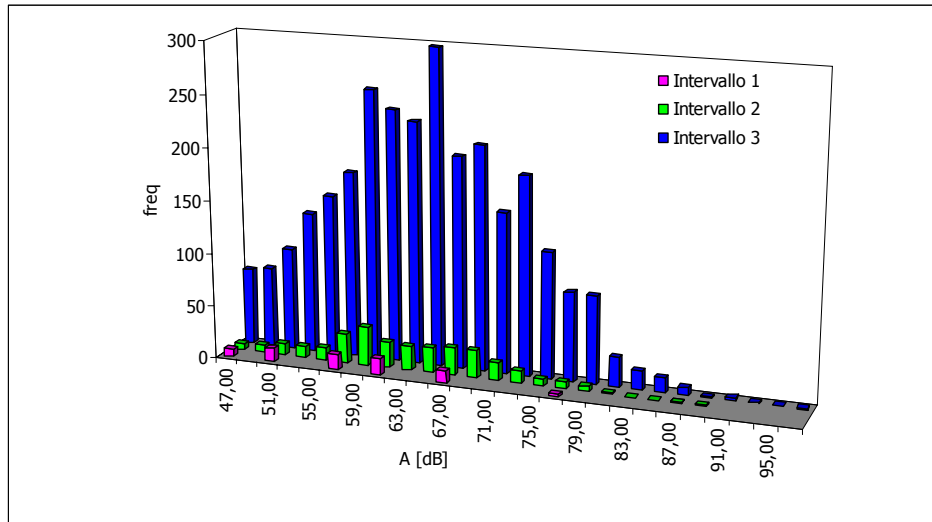


(b)

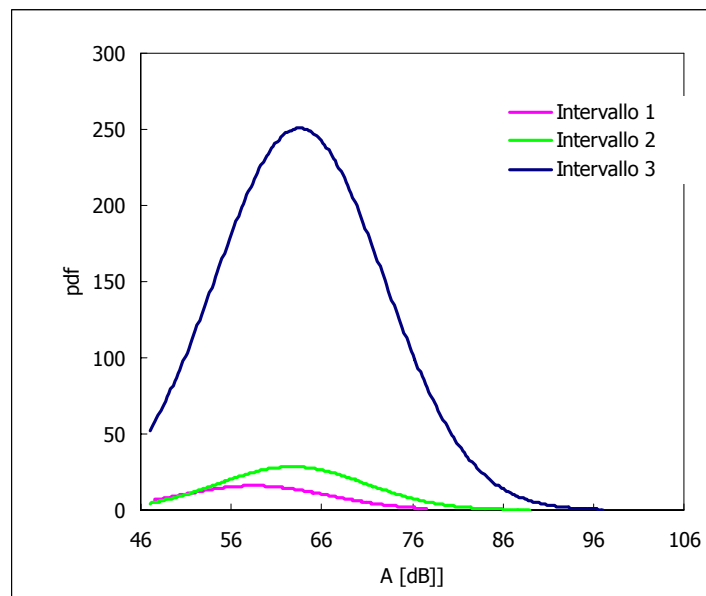
Figura 5.9: Andamento dell'Energia in intervalli di osservazione crescenti in termini di tensione (a) e relativi diagrammi di distribuzione a confronto (b). Provino FGA 3/2, $\theta=0^\circ$.

In termini di contenuto energetico, figure 5.9, risulta che nella prima fase di acquisizione i segnali hanno basso contenuto energetico e, come percepibile dal diagramma in figura 5.8, sono

numericamente pochi se confrontati con il numero totale di hits registrati. Quando il numero di eventi acquisiti diviene significativo, e quindi per gli intervalli 2 e 3, il numero di segnali con energia maggiore cresce notevolmente, osservazione scandita dalle code della distribuzione di frequenza.



(a)

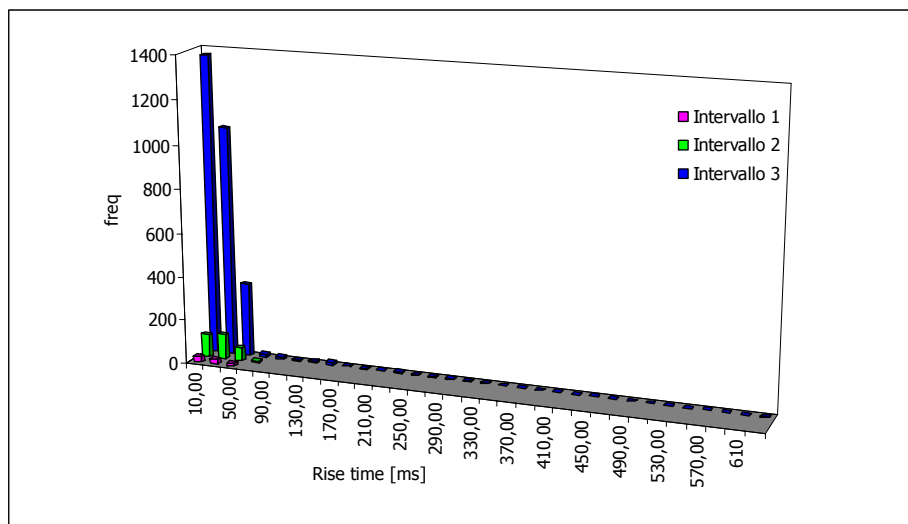


(b)

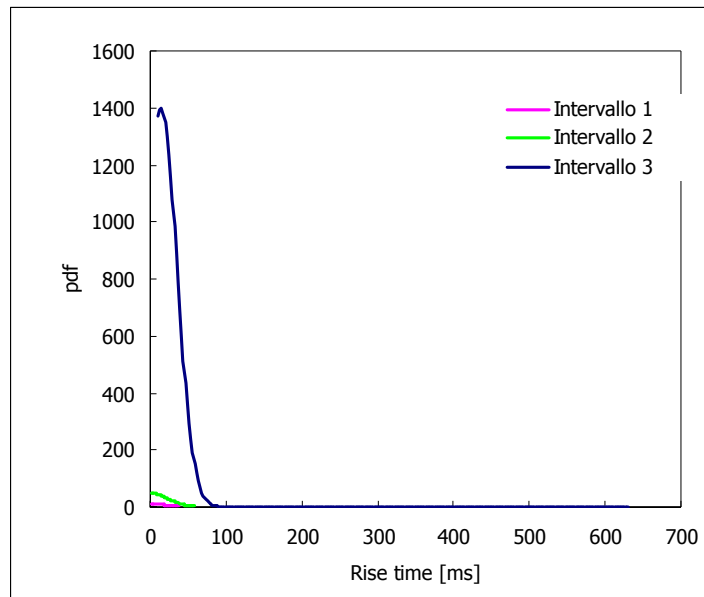
Figura 5.10: Andamento dell'Ampiezza in intervalli di osservazione crescenti in termini di tensione (a) e relativi diagrammi di distribuzione a confronto (b). Provino FGA 3/2, $\theta=0^\circ$.

In termini di ampiezza, quanto evidenziato per l'energia viene ripetuto: all'aumentare del carico si registrano eventi con ampiezza maggiore che non sono presenti per bassi livelli di carico. Molti autori hanno classificato il tipo di danno del composito fibra-matrice in base all'ampiezza del segnale emesso, in particolare Hai ed altri (1996) in merito allo studio dell'emissione acustica del ARALL caricato a trazione hanno individuato la seguente classificazione: l'ampiezza EA compresa nel range dai 40 ai 55 dB corrisponde alla nascita di cricche nella matrice, dai 65 ai 85 dB al *debonding*, 65-85 dB al *pull-out*, e 85-95 dB alla frattura delle fibre. In accordo con tale suddivisione si potrebbe sospettare che fino a 500 MPa non possono essere osservate fibre rotte nel laminato in studio.

Nelle figure che seguono, sono analizzate le caratteristiche temporali dei segnali in osservazione. I segnali registrati in corrispondenza di tensioni prossime al valore di rottura sono caratterizzati da *duration* e *rise time* elevati, rispetto ai corrispondenti valori caratteristici dei segnali registrati nelle prime fasi di acquisizione.

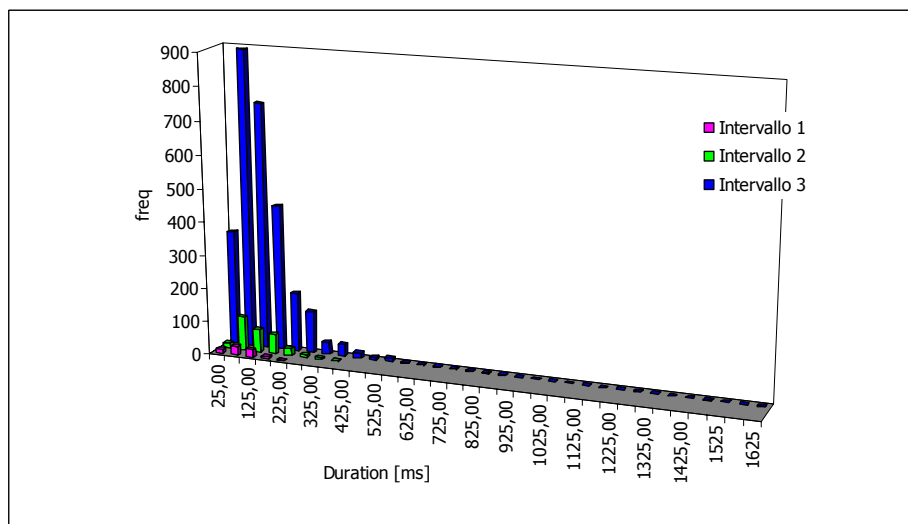


(a)

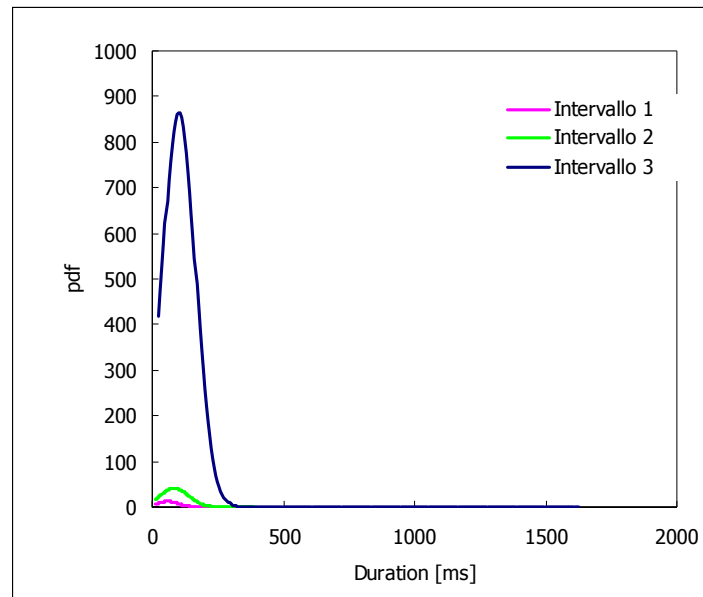


(b)

Figura 5.11: Andamento del Rise time in intervalli di osservazione crescenti in termini di tensione (a) e relativi diagrammi di distribuzione a confronto (b). Provino FGA 3/2, $\theta=0^\circ$.



(a)



(b)

Figura 5.12: Andamento della Duration in intervalli di osservazione crescenti in termini di tensione (a) e relativi diagrammi di distribuzione a confronto (b). Provino FGA 3/2, $\theta=0^\circ$.

Da quanto mostrato risulta che per valori di stress prossimi alla rottura del materiale, l'emissione acustica subisce un mutamento. Il mutamento sostanziale è dovuto prima di tutto alla quantità di segnali emessi. Difatti, come anticipato a commento dei dati sperimentali paragrafo 3.5 e in relazione alle figure precedenti, appare chiaro che l'attività acustica del materiale nel intervallo prossimo alla frattura, indicato come intervallo 3, è talmente differente rispetto a quanto acquisito in precedenza da far reputare insignificante quanto successo prima. In termini di caratterizzazione del segnale, invece, si conclude unicamente che nell'intervallo 3 si presentano segnali differenti per ampiezza, energia, duration e rise time.

Risulta, ora, chiaro perché sono state condotte non solo prove di trazione fino a rottura. I provini caricati fino a valori inferiori del carico di rottura saranno, difatti, utilizzati per ispezionare, mediante controlli distrutti e non, lo stato del composito pre-rottura.

5.2.2 Controlli non distruttivi: ispezione mediante gli ultrasuoni e correlazione con i segnali acustici.

Il controllo mediante ultrasuoni fornisce una mappatura dei difetti nel composito, pertanto è stato utilizzato in questa sede per controllare lo stato del materiale precedentemente sollecitato a

trazione. Sono stati sottoposti a scansione diversi provini testati tutti in direzione $\theta=0^\circ$, differenti per carico massimo applicato. In particolare si sono esaminati i provini specificati in tabella III.

Provino	Massimo stress applicato (MPa)	stato
1	0	integro
2	300	-
3	360	-
4	400	-
5	600	-
6	650	rotto

Tabella III: Provini FGA 3/2 sollecitati a trazione in direzione $\theta=0^\circ$, sottoposti a scansione con ultrasuoni.

Il sistema di scansione è un braccio robotizzato a sei assi Staubli RX60. La sonda ultrasonica utilizzata è una sonda con la frequenza di 15 MHz, distanza focale 2". Il tipo di scansione eseguito è stato di tipo Full Volume Scan (FV-Scan). L'area di scansione è pari a 20 cm x 2cm. La velocità dei ultrasuoni nell'alluminio è pari a 5500 m/s, mentre nel materiale composito è pari a 2900 m/s.

In figura 5.13, è mostrato il risultato della scansione lamina per lamina del provino integro, mentre nella figura 5.14 viene mostrato il risultato della scansione del provino caricato fino a rottura.

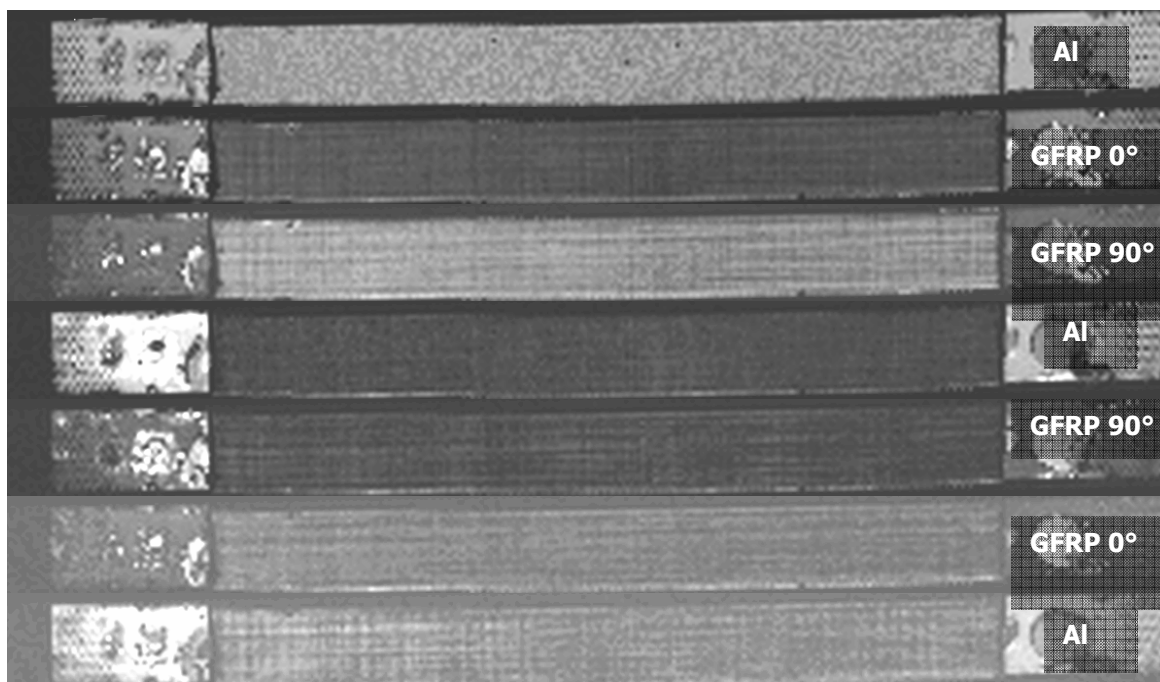


Figura 5.13: Scansione lamina per lamina del provino FGA 3/2 integro, provino 1 in tabella III.



Figura 5.14: Scansione lamina per lamina del provino FGA 3/2 sollecitato a trazione fino a rottura, provino 6 in tabella III.

Dal confronto delle due scansioni si evince che l'area danneggiata è limitata alla zona circostante la frattura del provino. Infatti le zone scure in figura 5.14, rappresentano una "diversità", che può coincidere o meno con una difettosità. Infatti, mentre le linee scure a sinistra nelle immagini corrispondono a zone non piane del provino, l'area scura a circa 2cm dal tab a destra delimita l'area di frattura. In particolare, il provino si presenta come in figura 5.15, ovvero la superficie di frattura è perpendicolare alla direzione del rinforzo, come tipicamente si è osservato per i provini testati in direzione $\theta=0^\circ$.

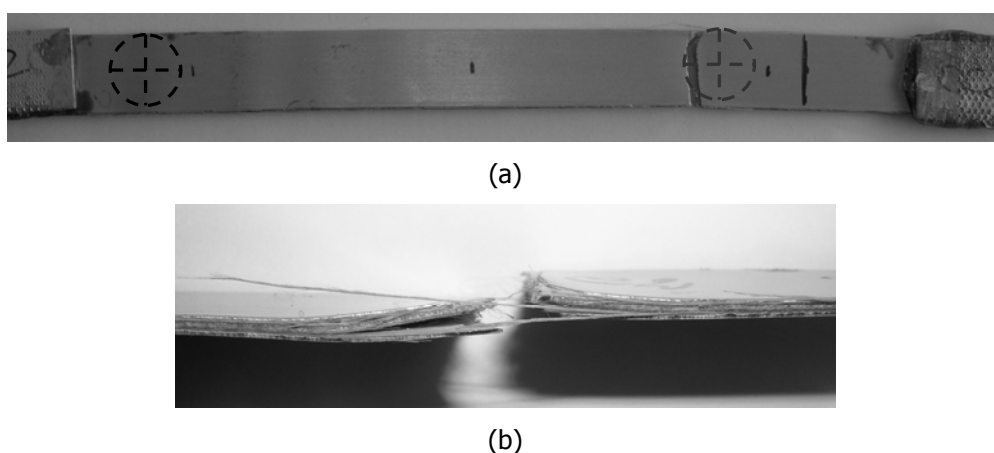


Figura 5.15:Foto del provino FGA 3/2 sollecitato a trazione fino a rottura, provino 6 in tabella III. Riduzione 2:1 (a). Ingrandimento 1:2 della zona delaminata (b).

Nell'immagine rilevata dal C-Scan, la superficie di frattura non è definita ed appare più ampia. Ciò è facilmente spiegabile, perché la zona interessata alla rottura, come discusso ampiamente, è sempre accompagnata da delaminazione, in figura 5.15(b). La delaminazione permette al fluido, in cui è immerso il provino durante la scansione, di penetrare e quindi l'immagine risulta alterata nella zona contaminata dal fluido.

Per questo provino è interessante analizzare i dati rilevati dall'emissione acustica. Come anticipatamente detto, gli eventi acquisiti sono numerosi ed un primo filtro può essere attivato, considerando unicamente i segnali acquisiti tra le due sonde distanti 12 cm, indicate con il cerchio tratteggiato in figura 5.15(a). In figura 5.16, la funzione cumulata degli Hits acquisiti è plottata al variare della tensione adimensionalizzata per la resistenza a rottura. Si vede che gli eventi acquisiti sono in totale circa 2400 e l'80% di essi si verifica superato l'80% di resistenza a rottura.

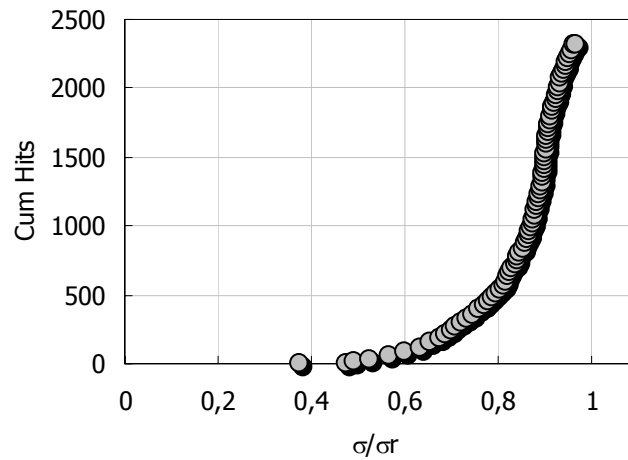


Figura 5.16: Cumulata degli Hits acquisiti durante la prova di trazione del provino 1 in tabella III, in funzione del livello di stress normale adimensionalizzato rispetto al valore di resistenza a rottura.

La localizzazione lungo il provino e la corrispondente distribuzione della ampiezze dei singoli segnali, nonché la frequenza relativa degli stessi classificata per intervalli di lunghezza, è mostrata in figura 5.17.

La figura 5.17 raccoglie le informazioni più immediate dell'acquisizione acustica. Il diagramma inferiore mostra che la zona acusticamente più attiva coincide con l'area in cui si verifica la rottura, non solo intesa come la superficie di frattura ma tutta la zona che si mostra delaminata. Infatti, come si vede dall'immagine in figura 5.15 (b), l'area delaminata si estende per circa 2 cm intorno alla superficie di discontinuità, ovvero, in riferimento alla localizzazione dal cm 11 al cm 13, raccogliendo circa il 40% degli eventi acquisiti.

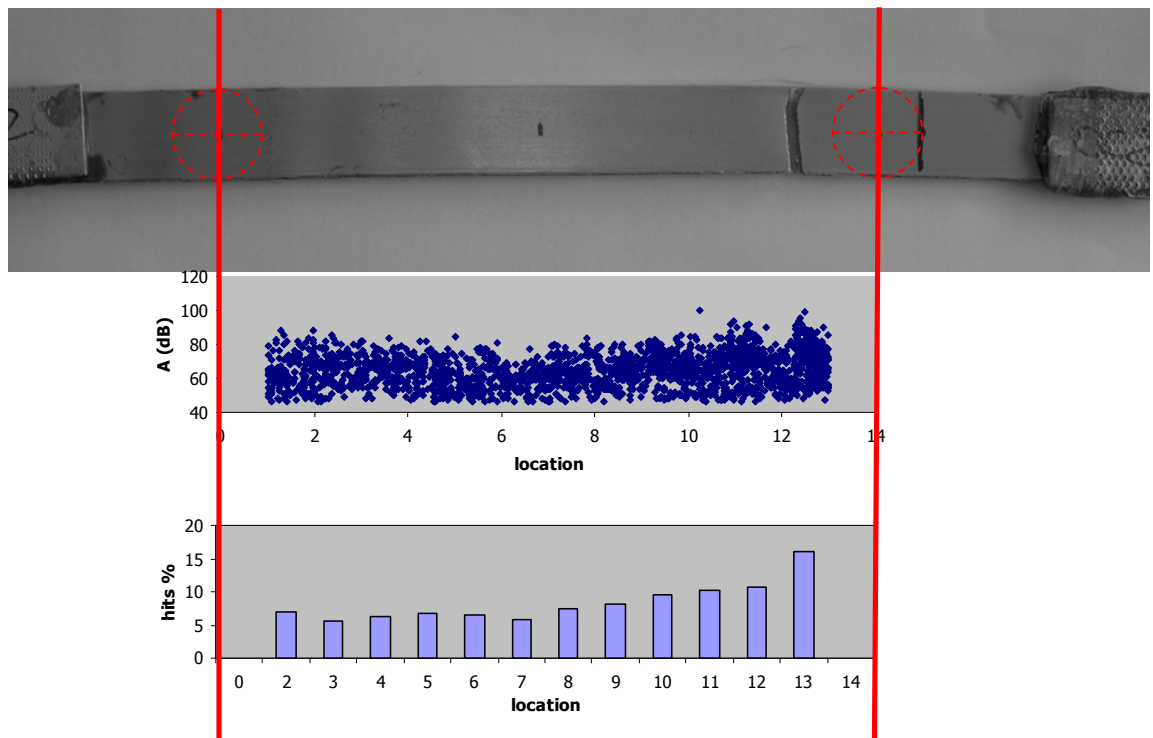


Figura 5.17: Localizzazione degli eventi acquisiti durante la prova di trazione su provino 1. Distribuzione della ampiezze, A , dei singolo segnali e la frequenza relativa, hits %, degli stessi classificata per intervalli di lunghezza, location espressi in cm.

Il diagramma delle ampiezze mostra che in tutta la zona utile si registrano eventi con ampiezza compresa tra i 46-80dB, mentre pochi eventi superano gli 80 dB in ampiezza e sono localizzati maggiormente nei pressi dell'area di rottura. In figura 5.18, gli eventi la cui ampiezza supera gli 80 dB sono correlati al valore di tensione in corrispondenza di cui si verificano, e sono suddivisi in tre serie che coprono l'intera lunghezza di riferimento.

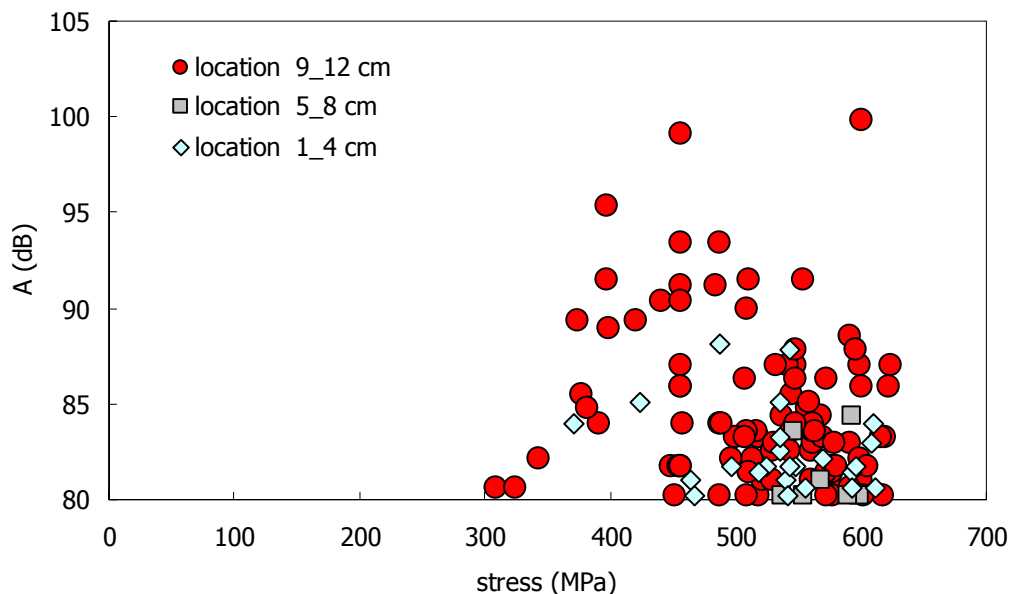


Figura 5.18: Correlazione ampiezza e tensione dei segnali che superano 80 dB in ampiezza, clusterizzata in funzione della location.

Si nota che i segnali provenienti da zone lontano alla superficie di frattura non superano i 90dB, in queste zone probabilmente si verifica qualcosa di differente, che, stando all'immagini risultato della scansione, non è rilevabile mediante il controllo con gli ultrasuoni. Comunque, la maggior parte dei segnali di ampiezza superiore ai 80 db sono localizzati nell'area di rottura, ed ivi sono presenti già in corrispondenza di valori bassi di carico. Se ogni singolo segnale fosse indice di danno, quest' ultimo dovrebbe essere rilevato dalla scansione, cosa che non si è invece verificata. Infatti le scansioni relative ai provini non giunti a rottura non appaiono differenti da quanto risulta per il provino integro, e per questo le immagini relative non vengono mostrate in questo lavoro. Tale osservazione suggerisce che la scansione agli ultrasuoni non è in grado di rilevare danneggiamenti, al di fuori delle delaminazioni e, pertanto, bisogna concludere che delaminazioni non si verificano al di sotto del carico di rottura. Eventuali danneggiamenti, rilevati dall'emissione acustica, non sono rilevabili sperimentalmente con la tecnica degli ultrasuoni adoperata. In effetti, quanto concluso si riscontra con i risultati di Fahr e collaboratori, che, nel lavoro del 2000, concludono che per i laminati FML gli ultrasuoni sono in grado di rilevare unicamente delaminazioni, mentre eventuali cricche possono essere rilevate mediante la tecnica delle correnti parassite.

Visti i risultati del C-Scan, per le restanti orientazioni θ di cui si è acquisita l'emissione acustica durante la prova di trazione, non è stata eseguita la scansione con gli ultrasuoni. L'analisi dell'emissione acustica in funzione della localizzazione della rottura conferma i risultati discussi per

$\theta=0^\circ$. Per tale orientazione è stato mostrato che i segnali più importanti in termini di ampiezza vengono registrati nella zona prossima a rottura, come discusso a commento della figura 5.18. Nello stesso tempo, la figura mostra che in tale zona, già al di sotto del 50% del carico ultimo, si registrano numerosi eventi con ampiezza superiore agli 80% dB. Tale osservazione può suggerire che il controllo dell'ampiezza dei segnali acquisiti durante la prova di trazione fornisce un'informazione su dove avverrà la frattura finale. Questo risultato è confermato dall'analisi del segnale acustico acquisito durante le prove di trazione, fino a rottura, in direzione $\theta=15^\circ$, 30° e 45° rispetto alla direzione di laminazione del metallo.

Considerando, infatti, unicamente le prove condotte fino a rottura del materiale, per le quali quindi è determinata la posizione della superficie di frattura, si sono esaminati i segnali provenienti dai tre settori in cui si è suddiviso il tratto di campione compreso tra le due sonde. Come precedentemente fatto per l'esame del provino sollecitato a trazione in direzione $\theta=0^\circ$, il tratto utile ha lunghezza di 12 cm ed è stato suddiviso in tre settori, indicati mediante la distanza degli estremi dalla sonda 1. Nelle figure che seguono, i tre tratti sono specificati in tabella mediante la sigla "location estremo inferiore - estremo superiore", è anche riportata una ulteriore serie che ricopre l'area di frattura, quando essa si presenta a cavallo di due intervalli. Nelle figure 5.19, sono mostrati provini post rottura, naturalmente la distanza della superficie di frattura viene calcolata a termine della prova, la misura, pertanto, risulta alterata dall'allungamento del provino. Per tener in conto tale aspetto, l'intervallo aggiuntivo che ricopre l'area di frattura ha una ampiezza di almeno due centimetri in considerazione del fatto che il massimo allungamento registrato, in corrispondenza dell'orientazione $\theta=45^\circ$, è pari al 7%.

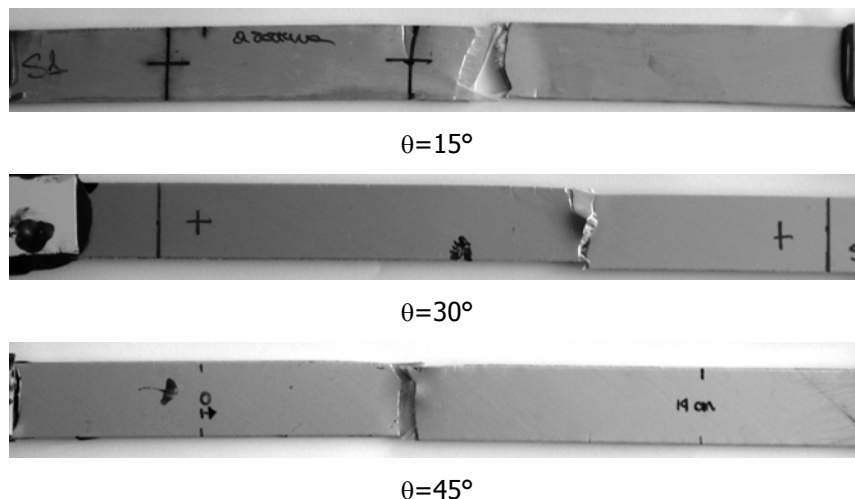
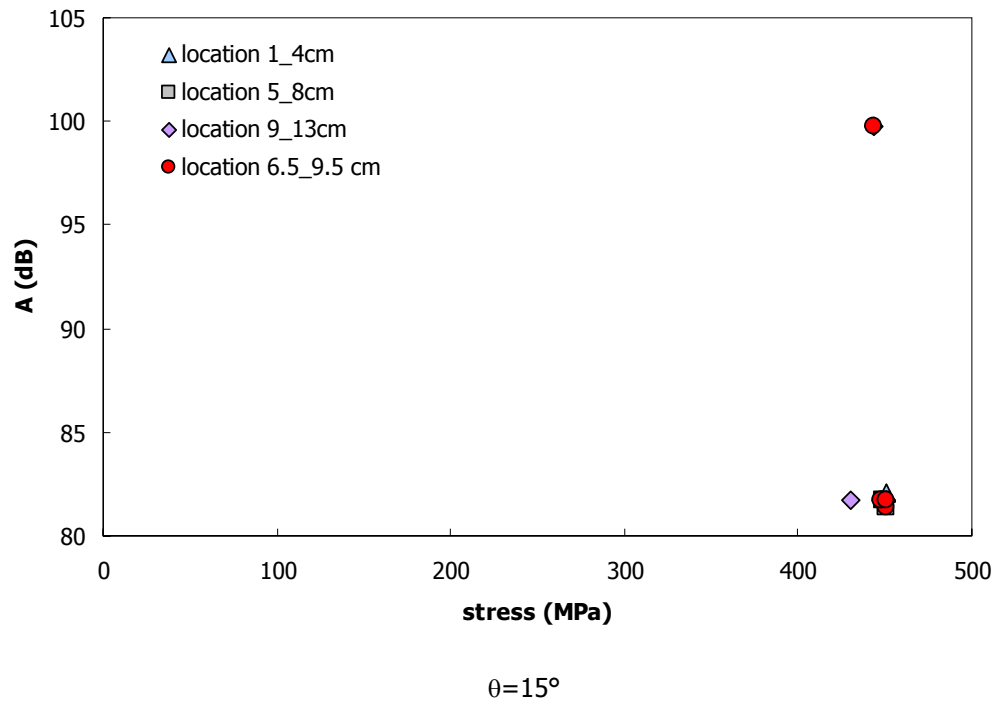
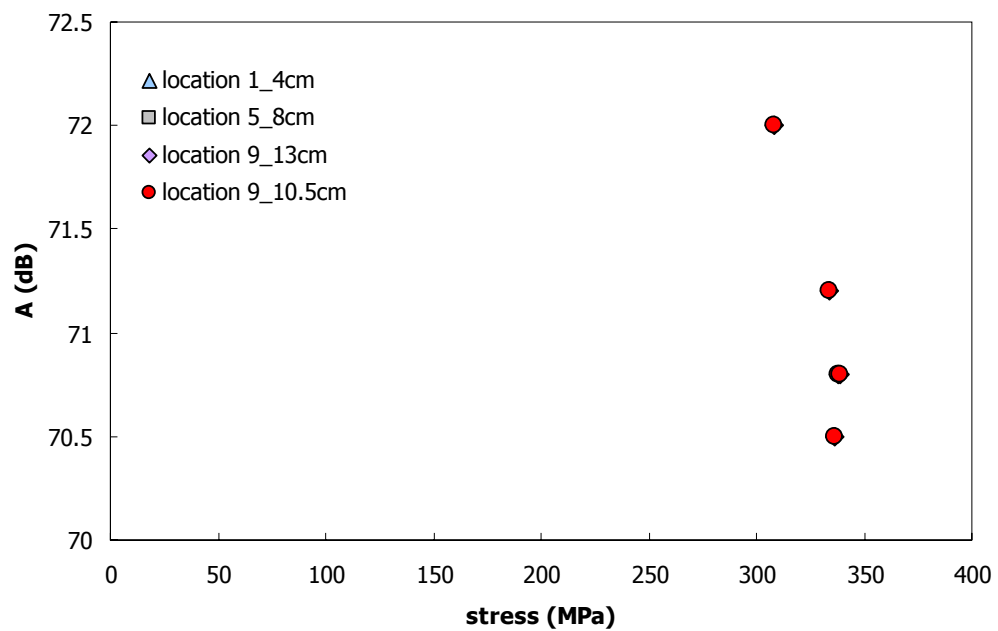


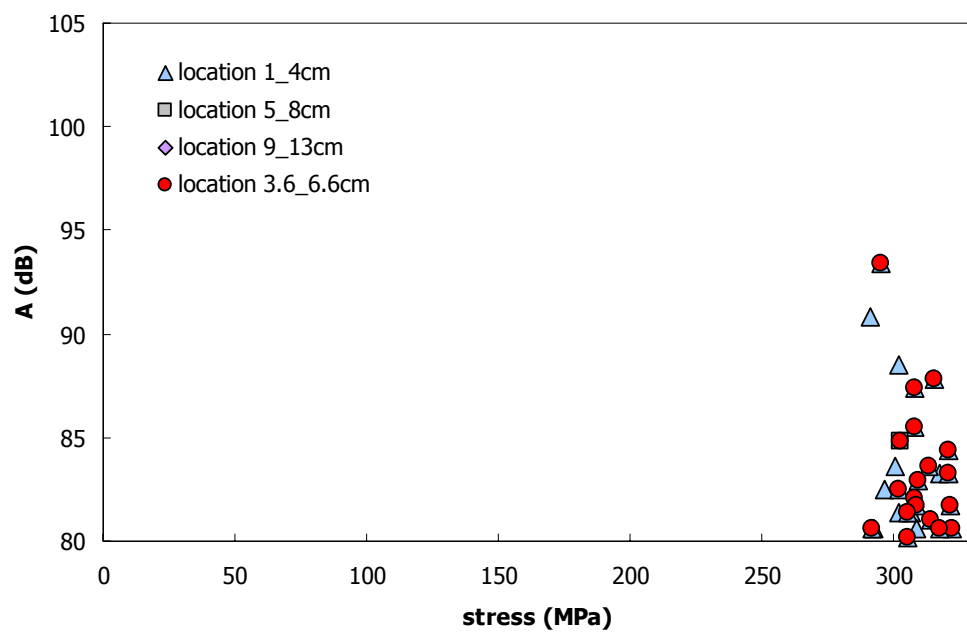
Figura 5.19: Provini di FGA 3/2 di cui si è acquisita l'emissione acustica durante la prova di trazione off axis in direzione θ . La posizione dell'area di frattura è determinata a partire dal centro della sonda 1, posizionata al centro della croce a sinistra per $\theta=15^\circ$ e 30° , e in corrispondenza del segno 0cm per $\theta=45^\circ$.

Filtrando, per ciascun provino, i segnali con ampiezza superiore agli 80 dB, le figure 5.20-5.22 mostrano che in prossimità della superficie di frattura si registrano eventi più importanti in termini di ampiezza del segnale.





$\theta = 30^\circ$



$\theta = 45^\circ$

Figura 5.20: Correlazione ampiezza e tensione dei segnali che superano 80 dB in ampiezza, clusterizzata in funzione della location, per le orientazioni off-axis θ . I simboli rossi contraddistinguono i segnali localizzati nella zona di frattura.

5.2.3 Controlli distruttivi: abrasione chimica, osservazione al microscopio e indagini visive dello stato del composito.

I provini di cui si è acquisita l'emissione acustica durante la prova di trazione sono stati suddivisi in due classi. La prima destinata a controlli non distruttivi, e quindi alla scansione mediante ultrasuoni, analizzata nel precedente paragrafo. La seconda classe di provini, in questa sede esaminata, è invece destinata a controlli distruttivi. Il controllo consiste nell'osservazione al microscopio (OM). Mediante il programma di simulazione implementato si è giunti a determinare un limite inferiore di tensione, al di sopra del quale probabilmente si verificano rotture nella matrice. Dalla letteratura scientifica risulta che tal tipo di danneggiamento consiste in microcricche nella matrice e all'interfaccia fibra-matrice e in delaminazioni o debonding. L'analisi dell'emissione acustica ha rilevato che numerosi eventi sono acquisiti prima della rottura finale. Tenendo presente i possibili danneggiamenti si è proceduto esaminando dapprima lo stato del laminato ibrido, mediante osservazione nello spessore di due provini, uno caricato fino a rottura e l'altro quasi integro. Questo ultimo, precedentemente caricato fino al raggiungimento del valore di tensione pari a 50 MPa, è stato pulito conformemente alle tecniche metallografiche e lo stato del composito si presenta regolare per tutta la lunghezza, come mostrato in figura 5.21.

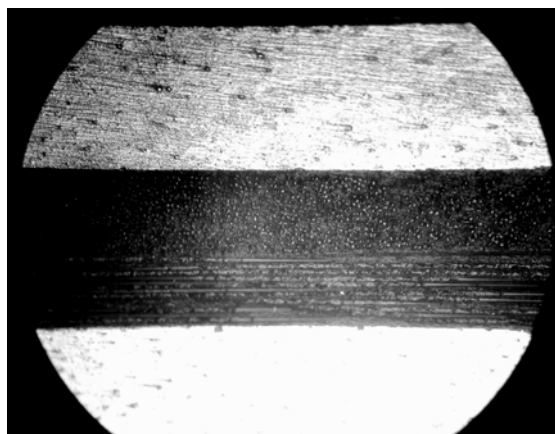
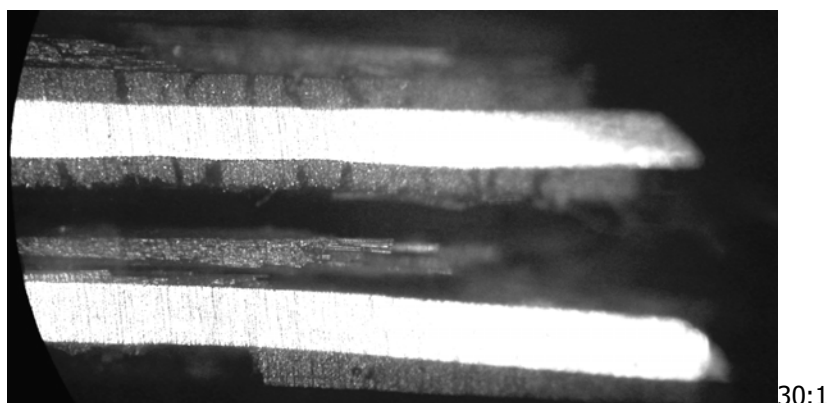


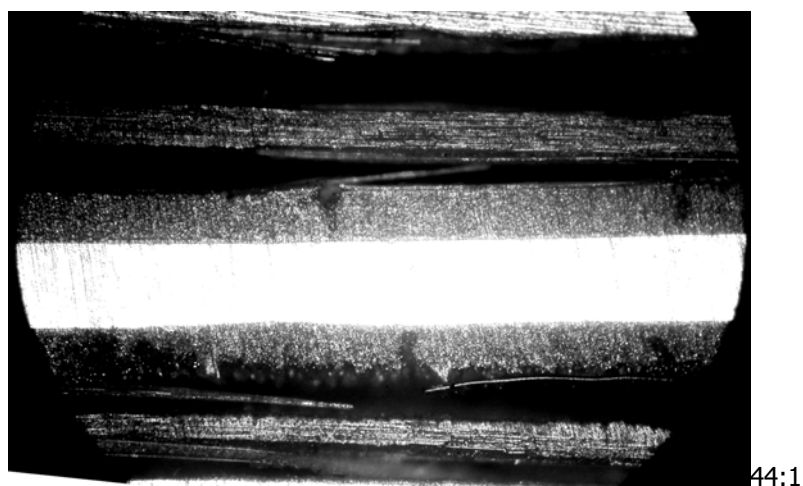
Figura 5.21: Vista nello spessore del laminato FGA 3/2 sollecitato a trazione fino al livello di tensione di 50 MPa. Ingrandimento 80:1; dall'alto verso il basso: Alluminio/GFRP-90°/ GFRP-0°/Alluminio.

La figura 5.21 mostra una sezione longitudinale del provino, precisamente è centrata sulla lamina inferiore del composito nella sezione centrale del provino. Sostanzialmente per valori bassi del carico, nessun tipo di danneggiamento può essere osservato.

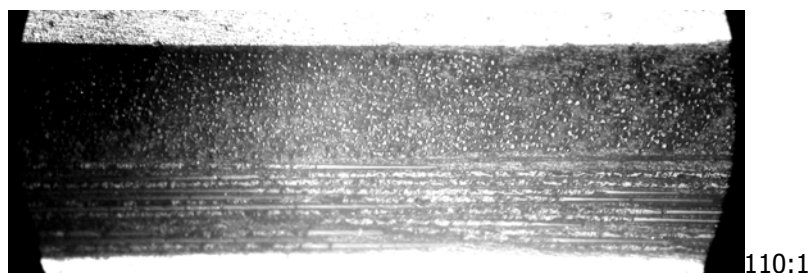
Il provino caricato fino al raggiungimento del carico di rottura si mostra ampiamente danneggiato in prossimità della superficie di frattura. In figura 5.22 (a), si osserva al microscopio tale zona, in cui, oltre l'evidente rottura di tutti e tre gli elementi costituenti, si nota che la frattura si propaga come delaminazione. La delaminazione si presenta non solo come distacco delle due lamine unidirezionali di composito, ma anche all'interno della lamina di GFRP con rinforzo orientato secondo il carico, ovvero in figura con le fibre disposte longitudinalmente. Tale delaminazione si estende fino a circa 2 cm dalla superficie di frattura (figura 5.22 (b)), mentre nelle sezioni più distanti nessun tipo di danneggiamento è possibile visualizzare (figura 5.22 (c)).



(a)



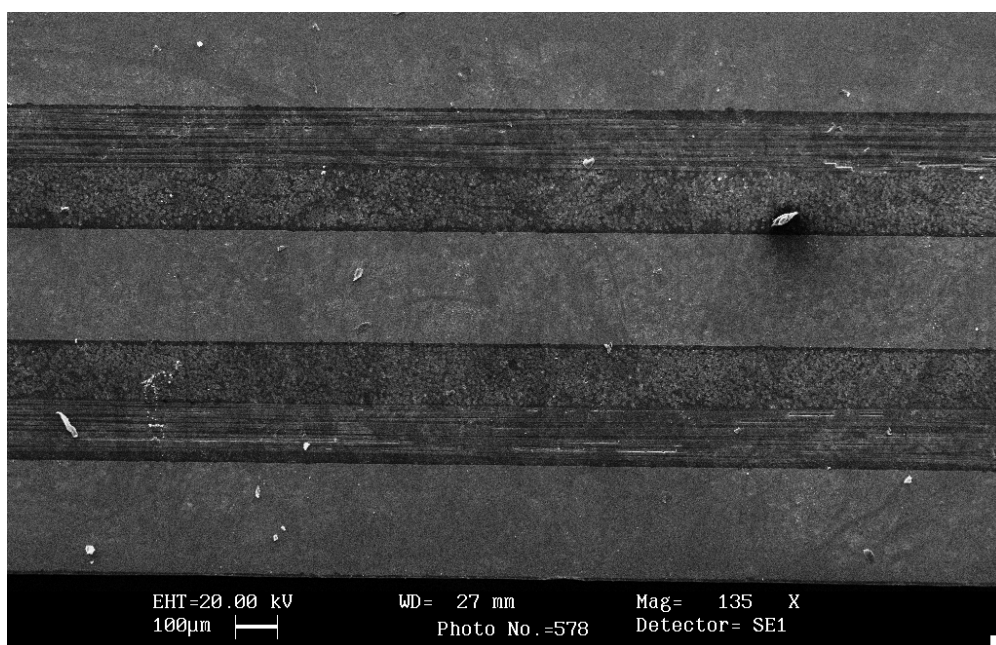
(b)



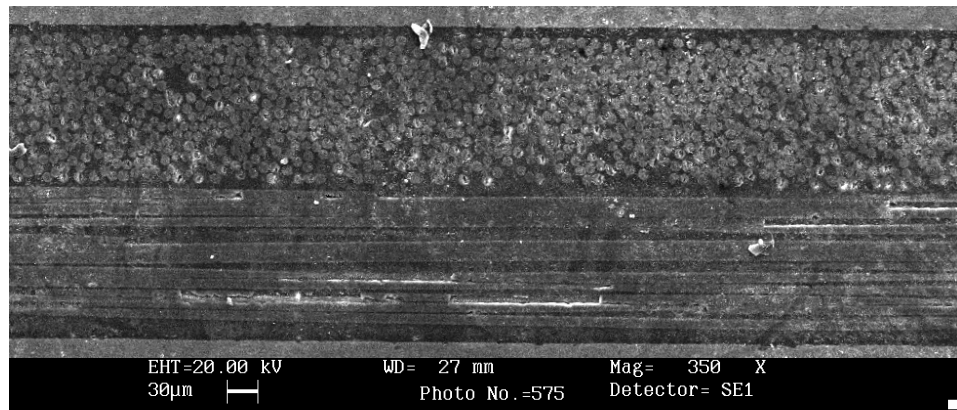
(c)

Figura 5.22: Vista nello spessore del laminato FGA 3/2 sollecitato a trazione fino a rottura: in prossimità della superficie di frattura (a), a distanza di 1 cm (b) e 2 cm (c) da essa.

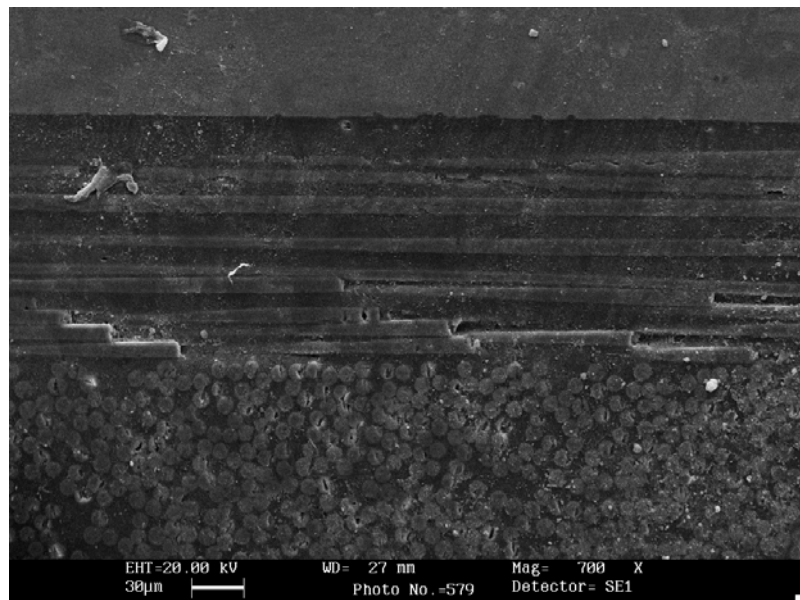
Nelle figure 5.22 (a) e (b), è possibile individuare varie cricche nelle lamine di GFRP, con rinforzo trasversale rispetto alla direzione del carico. Così come le delaminazioni, anche le cricche nella matrice della lamina in direzione trasversale si estendono non oltre i 2cm dalla superficie di frattura. A conferma di ciò una più attenta osservazione è stata condotta mediante una microscopia elettronica a scansione (SEM). In figura 5.23, è mostrata a diversi ingrandimenti una sezione longitudinale del provino, sollecitato fino a rottura e precedentemente osservato al microscopio ottico. Il provino è stato precedentemente ricoperto con oro.



(a)



(b)



(c)

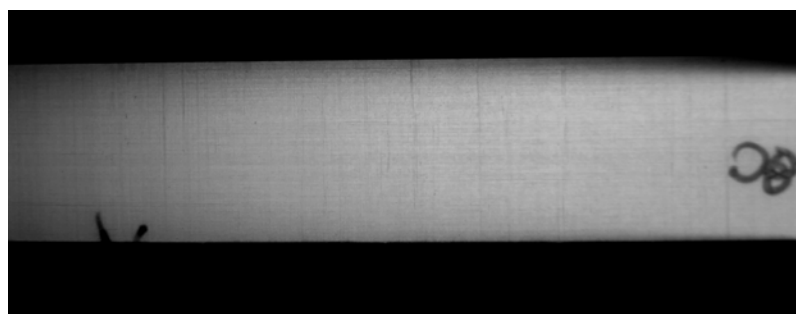
Figura 5.23: Osservazioni SEM della sezione longitudinale del provino FGA sollecitato a trazione fino a rottura. Sezione distante più di 2 cm dalla superficie di frattura (a), ingrandimento della lamina di GFRP cross-ply inferiore (b) e superiore (c).

Come si osserva in figura 5.23, nessun debonding e delaminazione può essere osservata nelle sezioni distanti più di 2 cm dalla superficie di frattura. L'osservazione al SEM permette, anche, di confermare le cricche presenti nelle lamine GFRP orientate a 90° rispetto al carico, presenti in prossimità della frattura, non risultano invece presenti in una zona lontana da questa. Le aree bianche individuabili nelle lamine orientate a 0° corrispondono a fibre interrotte.

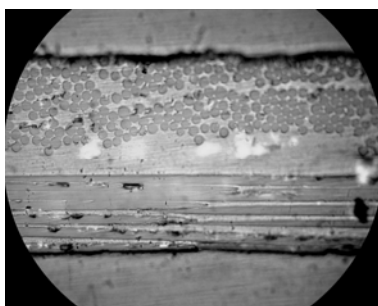
In conclusione, l'osservazione al microscopio ottico ed elettronico della sezione longitudinale non permette di osservare eventuali cricche presenti nel composito, al di là della zona di frattura che

presenta evidenti danneggiamenti. Ciò è confermato anche dall'osservazione della sola vetroresina, in particolare sono stati analizzati tre campioni di FGA testati a trazione fino al 92%, al 77% e al 15% del carico massimo. In accordo ai risultati dell'emissione acustica e con quanto previsto mediante il modello analitico, il primo provino dovrebbe presentarsi integro, mentre nelle lamine UD, trasversali rispetto alla direzione del carico, la matrice dovrebbe presentarsi criccata.

Ciascuno campione è stato sottoposto ad abrasione chimica, immergendolo in una soluzione acquosa di soda caustica, e le due lamine di GFRP cross-ply sono state esaminate. Poiché esse sono state sollecitate in ugual condizioni, si suppone che quanto verificato nell'una sia accaduto anche nell'altra. Una sola della due lamine è stata inglobata, pulita ed osservata al microscopio ottico secondo la sezione longitudinale, mentre l'altra è stata visivamente esaminata in trasparenza. Il risultato di tale confronto mostra che, sebbene il composito risulti danneggiato in piano, la traccia di tale danno nella sezione è difficilmente individuabile. Infatti, per il provino FGA caricato fino al 77% della resistenza a trazione, la lamina di vetroresina cross-ply mostra numerose cricche nel layer con rinforzo trasversale (figura 5.24 (a)), mentre dall'osservazione al microscopio del cross-ply, inglobato e pulito, non è individuabile alcuna anomalia (figura 5.24 (b)).



(a)



(b)

Figura 5.24: Cricche trasversali nella lamina superiore cross-ply di GFRP estratta, previa abrasione chimica dell'alluminio, dal FGA 3/2 caricato a trazione fino al 77% della resistenza massima (a); vista nello spessore al microscopio della lamina cross-ply inferiore (b).

Il provino caricato fino al 10% del carico massimo, come previsto e come risulta dall'analisi dell'emissione acustica, è integro, ovvero l'osservazione in trasparenza della superficie piana non rileva alcun danneggiamento e a maggior ragione nulla è possibile intravedere in direzione dello spessore. Invece il provino prossimo a rottura, caricato fino al 92% della resistenza a trazione, appare criccato per tutta la lunghezza in direzione trasversale al carico nel layer a 90° (figura 5.25 (a)), è particolarmente alle estremità (figura 5.25 (b)). In figura (a) è possibile notare che anche il layer a 0° riporta una cricca nella matrice che si estende longitudinalmente, evento non osservato in corrispondenza del 77% del carico massimo.

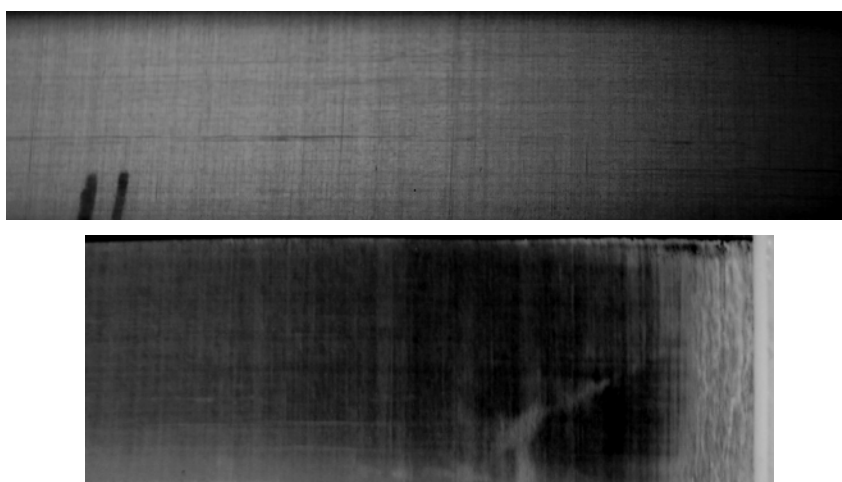


Figura 5.25: Cricche trasversali e longitudinali nella lamina superiore cross-ply di GFRP estratta, previa abrasione chimica dell'alluminio, dal FGA 3/2 caricato a trazione fino al 92% della resistenza massima (a); ingrandimento del settore estremo del campione particolarmente danneggiato (b).

La visione al microscopio dell'altra lamina cross-ply, del provino caricato fino al 92%, conferma quanto asserito in precedenza. Lungo tutta la lunghezza del provino, in direzione dello spessore non appare danneggiamento nella matrice in nessuna delle due lamine UD, mentre nella zona all'estremità, in cui numerose cricche sono presenti, è possibile individuare zone in cui il composito nel layer a 90° manca (figura 5.26 (a)), probabilmente in seguito alla rottura è rimasto aderente alla lamina di alluminio, e anche zone (figura 5.26 (b)) in cui sono presenti delaminazioni nel layer a 0° , proprio come evidenziato in prossimità della superficie di frattura in figura 5.22.

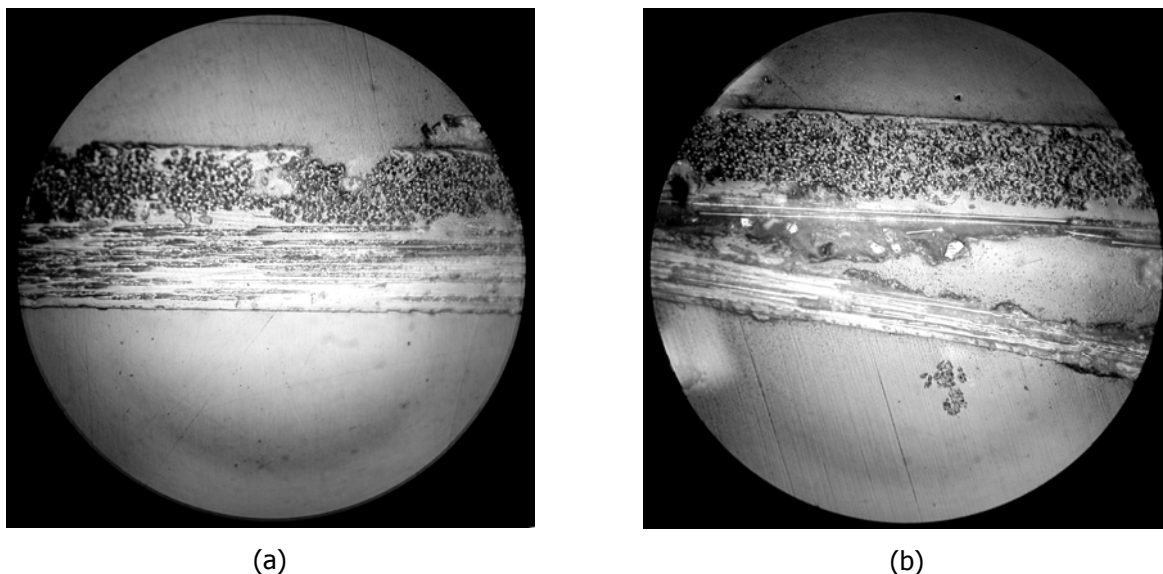
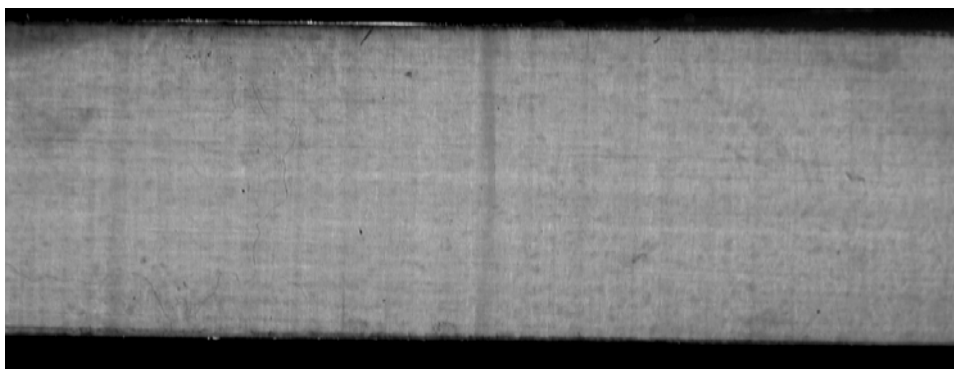


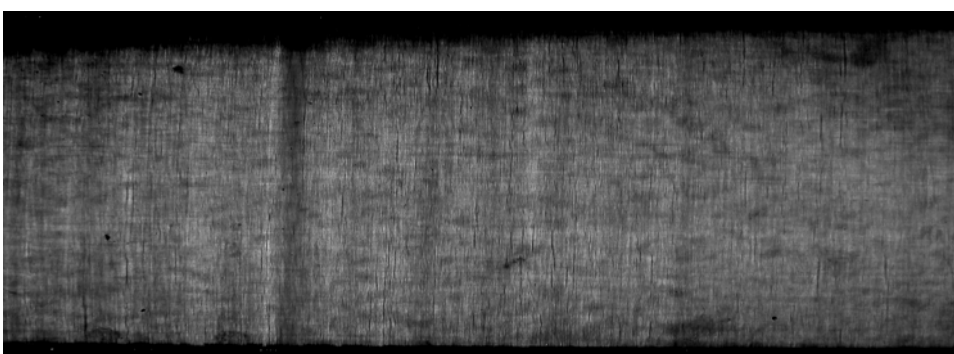
Figura 5.26: Immagine al microscopio ottico della sezione longitudinale del settore estremo della lamina inferiore cross-ply di GFRP estratta, previa abrasione chimica dell'alluminio, dal FGA 3/2 caricato a trazione fino al 92% della resistenza massima: zona in cui manca il composito nel layer a 90° (a) e delaminazione presente nel layer a 0° (b), rispetto alla direzione del carico.

Infine, per confermare quanto previsto mediante il modello analitico di calcolo e quanto acquisito dall'emissione acustica, sono state condotte ulteriori test di trazione sulla lamina cross-ply al fine di individuare il carico critico dopo cui è possibile osservare le prime cricche nella matrice.

Le figure seguenti mostrano lo stato del composito in corrispondenza di vari carichi applicati sulla vetroresina. La figura 5.27 (a) riprende il composito caricato fino a circa 650 N, corrispondente al 25% del carico a rottura, ed è evidente che entrambi i layer sono integri. Incrementando il carico si verificano le prime rotture trasversali nella matrice del layer a 90° in corrispondenza del 40% del carico ultimo, e in figura 5.27 (b) è mostrato lo stato del composito per il 50% di carico applicato. In questa immagine, le cricche sono numerose e individuabili lungo tutto il provino. La figura (c) invece mostra il composito post rottura, raggiunto il carico di circa 6400N. Le cricche trasversali sono comunque evidenti, le fibre rotte in entrambe le direzioni occupano l'intera area di frattura ed in più numerose cricche in direzione longitudinali sono visibili. Buona parte di esse si propagano in seguito alla rottura, ma, per valori molto prossimi al carico critico, si cominciano a verificare nell'area di rottura.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.27: Stato del composito cross-ply GFRP durante la prova di trazione in direzione longitudinale, in corrispondenza del 25% (a), 50% (b) e del 100%(c) del carico di rottura.

In conclusione, la vetroresina in arrangiamento cross-ply comincia a danneggiarsi intorno al 40% del carico massimo se sollecitata a trazione secondo la direzione del rinforzo. Per confrontare questo risultato con ciò che avviene nelle lamine di composito all'interno del FGA, con buona approssimazione si può ragionare in termini di deformazione lungo la direzione di trazione. Con questa ipotesi, infatti, si trascura che, a parità di deformazione assiale, la singola lamina UD è soggetta ad uno stato tensionale differente se parte del composito cross-ply o se parte del laminato ibrido FGA. In

questa ottica, quanto previsto con il programma di simulazione implementato (tabella II) è confermato dall'osservazione dello stato del composito, ovvero nessuna rottura della matrice nella lamina con rinforzo orientato a 90° rispetto all'asse di trazione avviene prima del 25% della deformazione massima, mentre le prime cricche sono visibili intorno al 40% di tale valore.

Si può, dunque, concludere che l'attività acustica del materiale rileva le rotture trasversali che avvengono nella vetroresina, caratterizzate da un'ampiezza media di 68dB, e tali eventi sono individuabili mediante un'indagine visiva dello stato del solo composito in piano, mentre risulta difficile accertare la presenza di eventuali danneggiamenti mediante l'osservazione di una sezione del laminato. La rottura finale è anticipata da segnali acustici con ampiezza superiore agli 80 dB, la cui localizzazione permette di individuare la posizione della superficie di frattura. Morfologicamente, la perdita di resistenza del laminato ibrido è accompagnata da delaminazioni nella lamina il cui rinforzo è orientato secondo la direzione del carico, in tale layer l'evento catastrofico è anticipato dall'istaurarsi di cricche nella matrice. Infine, i dati sperimentali rapidamente riassunti, costituiscono verifica del modello di previsione del comportamento a trazione del laminato ibrido.

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro di ricerca si è presentato un modello di calcolo, semplice ed innovativo, per la previsione della risposta a trazione di un qualsiasi laminato ibrido Alluminio/Vetroresina. La teoria classica della lamina è stata opportunamente modificata per introdurre l'effetto della non-linearità introdotto dal metallo all'interno del laminato composito. Sulle ipotesi base della CLT, viene suggerito di sostituire il metallo con un materiale isotropo equivalente, a comportamento elastico lineare. Il metodo di equivalenza impiega la teoria della massima deformazione come criterio di plasticità. Un'ulteriore ipotesi è stata inserita per la corretta previsione del comportamento a trazione del laminato secondo una direzione di applicazione del carico, θ° , generica: la non-linearità del composito fibra-matrice, ascrivibile alla natura di quest'ultima ed a rotture parziali che ivi occorrono, è modellata decretando, mediante il criterio di Tsai Hill, l'annullamento delle rigidità trasversali della singola lamina UD.

Il modello analitico implementato in un algoritmo di calcolo, costruito in ambiente EXCEL, richiede in input le caratteristiche meccaniche elastiche e di resistenza dei materiali costituenti, e naturalmente l'architettura del laminato. Inoltre, è possibile inserire l'intera curva sperimentale dell'alluminio. Nove combinazioni di criteri di resistenza (tre per ciascun componente) possono essere selezionati per la previsione della risposta meccanica del laminato. Una coppia di criteri, che meglio riproduce il reale comportamento, è stata selezionata come procedura automatica. Il programma restituisce in output la curva $\sigma-\varepsilon$, risposta del laminato ad un carico di trazione, ed il report riassuntivo degli eventi critici fino a rottura. Le tensioni termiche residue del processo di fabbricazione sono opportunamente considerate nell'analisi della risposta meccanica del laminato FGA. L'algoritmo di calcolo è stato, poi, esteso per la previsione delle deformazioni residue che incorrono nel materiale sollecitato con uno sforzo normale e successivamente scaricato. In questa condizione di carico, è stato ipotizzato che lo scarico sia perfettamente lineare e siano trascurabili gli effetti della storia di carico. Infine, il modello analitico permette di prevedere la curva $\tau-\gamma$, risultato della prova di taglio secondo la norma ASTM 3518.

L'attività sperimentale ha consentito di determinare le caratteristiche dei materiali costituenti e del laminato soggetto a tre differenti condizioni di carico in piano: trazione semplice, taglio e test di carico e scarico per la determinazione delle deformazioni residue. I risultati dell'attività sperimentale possono essere riassunti come segue:

- l'alluminio Al 2024-T3 è sensibilmente anisotropo, presentando, in fase plastica, caratteristiche di resistenza maggiori in direzione di laminazione;

- la vetroresina, sollecitata a trazione secondo un'orientazione differente dalla direzione del rinforzo, presenta una zona più o meno ampia di non linearità, proporzionalmente all'disallineamento della fibre-carico;
- il laminato ibrido FGA soggetto a carico di trazione risente della anisotropia dell'alluminio, difatti la risposta in direzione di laminazione risulta caratterizzata da un punto di snervamento più alto a cui segue una resistenza maggiore in tutto il campo plastico;
- il rapporto di anisotropia risulta non elevato per questo particolare FGA, infatti E_0 è circa 1.14 volte superiore a E_{45} , che è il più basso modulo trovato;
- la non linearità del composito ibrido è tanto più importante quanto minore è la possibilità delle fibre di fungere da elemento rinforzante, quanto cioè è maggiore l'angolo θ° di inclinazione dell'asse di trazione rispetto alla direzione di laminazione del metallo;
- le deformazioni residue, dall'applicazione di uno sforzo normale maggiore del valore di snervamento, sono indipendenti dalla storia di carico e dipendono unicamente dal valore di stress massimo raggiunto, con buona approssimazione tale dipendenza è lineare fino a rottura;
- le prove di taglio sul laminato FGA 3/2 permettono di individuare che la risposta a taglio è non lineare, anche se, mediante il test di Iosipescu, non è stato possibile acquisire l'intera curva $\tau-\gamma$, essendo innescate cricche nella matrice in prossimità dei punti geometrici singolari, causa di una anomala deformazione dei provini.

L'algoritmo è stato verificato mediante confronto con i dati sperimentali relativi a test di trazione eseguiti sul laminato FGA 3/2 di 1.76mm in spessore, secondo cinque orientazioni. Poiché il modello di calcolo presuppone che il laminato FGA sia simmetrico, si è valutata anche la bontà di previsione, o meglio l'importanza degli effetti fuori dal piano, confrontando i risultati teorici con i dati sperimentali delle prove di trazione condotte sul laminato non simmetrico FGA 2/1.

Il composito ibrido FGA 3/2 è stato, poi, utilizzato per le prove di trazione ciclica, volte alla determinazione delle deformazioni residue, mentre un secondo laminato FGA 3/2, di 1.42 mm in spessore, è stato utilizzato per le prove di taglio, secondo la procedura di Iosipescu. L'anisotropia del laminato è stata, comunque, valutata proponendo due curve limite, superiore ed inferiore, ottenute inserendo nel codice di calcolo le curve sperimentali dell'alluminio in direzione di laminazione ed in direzione trasversale a questa, rispettivamente.

Dal confronto analitico - sperimentale risulta quanto segue:

- la corretta previsione del trend generale della curva $\sigma-\varepsilon$, qualunque sia l'orientazione considerata;
- quando l'asse di trazione è parallelo alla direzione del rinforzo, ovvero per $\theta=0^\circ$ e 90° , le curve sperimentali sono fedelmente riprodotte con la previsione analitica, utilizzando rispettivamente dalla curva superiore ed inferiore;

- per le orientazioni off-axis, le curve sperimentali appaiono meglio approssimate dalla curva limite inferiore, dimostrando che l'anisotropia del metallo è rilevante esclusivamente in direzione di laminazione;
- il modulo elastico, E_θ , per qualunque orientazione del rinforzo, è previsto con ottima approssimazione, difatti la curva sperimentale E_θ , al variare dell'inclinazione θ , è sempre compresa tra le due curve teoriche limite, che naturalmente sono molto vicine;
- la correlazione tra teoria e sperimentale è abbastanza buona per la resistenza a trazione, la tensione ultima del materiale è sovrastimata del 15-20% nell'intervallo $\theta=15^\circ-25^\circ$, ma l'errore commesso è sensibilmente inferiore per le altre orientazioni;
- il modello, invece, approssima il comportamento reale in maniera meno esatta nella descrizione della deformazione a rottura, specialmente se si considera come risultato analitico la curva limite superiore;
- dal confronto analitico – sperimentale, relativo al composito non simmetrico FGA 2/1, discende che l'errore commesso nel trascurare la matrice [B] non inficia l'adattabilità del modello analitico, in quanto, fondamentalmente, la curvatura del laminato è bloccata;
- le deformazioni residue dal processo di carico e scarico sono bene approssimate in tutto il campo plastico, ed in particolare, si nota che il metodo dell'off-set consente un adeguata previsione dello snervamento del materiale, difatti al di sotto di tal valore, e cioè in fase elastica, non si misurano deformazioni residue;
- l'andamento delle deformazioni residue, in funzione del livello massimo stress applicato per raggiungerle, dimostra che il risultato ottenuto utilizzando la curva limite superiore provvede ad una accurata previsione, ma al tendere di σ_{max} alla resistenza a rottura, la curva teorica si allontana progressivamente dai dati sperimentali, tendendo sovrastimare la deformazione residua, in quanto la curva di scarico diviene sensibilmente non lineare, e l'esistenza di un loop di isteresi è sempre più evidente;
- la curva sperimentale $\tau-\gamma$ è ben approssimata della curva limite inferiore, mentre la curva superiore sovrastima sensibilmente lo sforzo tagliente del composito del tratto post-lineare in poi;
- insieme ai risultati mostrati per le prove di trazione off-axis, l'analisi della previsione della risposta a taglio conferma che un accurata previsione si otterrebbe nel calcolo delle tensioni post snervamento, non tenendo in conto dell'anisotropia del metallo.

Macroscopicamente, dunque, il modello analitico si presenta adatto a prevedere la risposta meccanica in piano del generico laminato ibrido FGA. Il comportamento globale del laminato è il risultato di varie ipotesi, su cui si basa la previsione degli eventi critici che si verificano nel materiale fino al raggiungimento del valore ultimo di resistenza. La rottura finale, infatti, dipende fortemente

dalla configurazione in esame, ovvero, indubbiamente dall'architettura del composito, ma soprattutto dalla disposizione del composito. La teoria indica le orientazioni θ° critiche, di passaggio da una rottura guidata dal composito ad una rottura tipica dei metalli, per morfologia della superficie di frattura e per valori critici in termini di resistenza e deformazione ultime. Benché in seguito alla perdita di resistenza del laminato entrambi gli elementi costituenti si presentano danneggiati, è comunque possibile individuare due tipologie di frattura. La rottura del FGA con rinforzo parallelo alla direzione di applicazione del carico appare decisamente guidata dal rinforzo, ed infatti la superficie di frattura è perpendicolare alle fibre, suggerendo che il metallo non abbia avuto modo di scorrere plasticamente, in altri termini la rottura è avvenuta "di schianto" come una classica rottura di tipo fragile. Invece, analizzando i coupon "post mortem" sollecitati secondo l'orientazione $\theta=45^\circ$, si è verificato che le fibre rotte occupano la zona centrale del provino, mentre risultano intatte nelle zone di bordo. Se per l'orientazione in esame il collasso finale è imputabile alla rottura del metallo, come previsto teoricamente, la rottura potrebbe essere iniziata dal bordo e propagarsi nella direzione dei piani di massimo scorrimento fino ad interessare la zona centrale.

La zona di frattura è spesso accompagnata da una evidente delaminazione, ma non si è mai rilevato debonding, anzi le fibre più esterne risultano sempre aderenti alla lamina di alluminio vicina, a dimostrazione della bontà dell'incollaggio. Per ciascuna orientazione testata risulta, però, chiaro che la matrice è danneggiata. Le rotture intermedie della componente matrice determinano l'aggiornamento del valore di rigidità e , quindi, dell'andamento della curva $\sigma-\varepsilon$ o $\tau-\gamma$, a seconda se si stia simulando la risposta a carico di trazione o di taglio.

La parte finale di questo lavoro è volta alla verifica sperimentale delle supposte rotture parziali, o in altri termini all'acquisizione e al controllo dell'evoluzione del danno. Ciò è stato studiato mediante l'acquisizione dell'emissione acustica del laminato FGA 3/2, di 1.36 mm in spessore, soggetto a carico di trazione, secondo più direzioni. Il settaggio dei valori di filtro adoperati per la campagna di prove ha permesso di isolare il contributo acustico della deformazione plastica dell'alluminio, sicché l'acquisizione è limitata ai fenomeni che avvengono all'interfaccia metallo-composito (anche se non sono mai osservati fenomeni di debonding) e all'interno della vetroresina. Ne perviene quanto segue:

- l'attività acustica del materiale ha inizio in corrispondenza dei valori stress-strain per cui il modello analitico prevede la prima rottura dell'elemento matrice, che per $\theta=0^\circ$ corrisponde al 40% della deformazione a rottura e poco meno del 40% della resistenza a trazione;
- l'emissione acustica, relativa al test di trazione in direzione $\theta=0^\circ$, continua sporadica fino al raggiungimento di circa 80% dei valori ultimi caratteristici della rottura, e nella fase finale il contenuto energetico dei segnali acquisiti muta sensibilmente, in particolare l'ampiezza dei segnali, in questa fascia, supera gli 80dB con picchi fino ai 100dB;

- lo studio dell'andamento della funzione cumulata degli hits, registrati durante il test di trazione in direzione $\theta=0^\circ$, in funzione dello stress massimo applicato dimostra, innanzitutto, che l'acquisizione di segnali acustici è un fenomeno ripetibile e, poi, che è possibile controllare, sulla base della quantità di segnali acquisiti, il livello di criticità dello stress applicato;
- filtrando i segnali con ampiezza superiore agli 80 dB è possibile individuare la zona in cui si avverrà la frattura: per l'orientazione $\theta=0^\circ$, tale zona critica è individuabile da inizio emissione, mentre le restanti orientazioni off-axis non permettono la determinazione con largo anticipo;
- nella prima fase di emissione, sperimentalmente si è verificata l'esistenza di diverse cricche nella matrice della lamina con rinforzo disposto trasversalmente alla direzione del carico, localizzate lungo tutta la lunghezza del provino;
- nella fase immediatamente precedente a frattura, possono essere osservate alcune cricche all'interfaccia fibra-matrice anche nelle lamine di GFRP con rinforzo longitudinale rispetto alla direzione del carico;
- l'osservazione al microscopio ottico della sezione longitudinale delle lamine di GFRP, nel laminato intero o previa abrasione chimica dell'alluminio, non è adatta per determinare i danni precedentemente elencati, mentre, unicamente per valori di stress superiori al 92% della resistenza ultima, è possibile osservare cricche trasversali;
- in direzione dello spessore, ancora, i danni osservabili (delaminazioni e cricche trasversali) si estendono al più per una distanza di 2 cm dalla superficie di frattura, sia utilizzando il microscopio ottico che la microscopia elettronica a scansione;
- la scansione mediante gli ultrasuoni permette di individuare unicamente ampi danneggiamenti, quali le delaminazioni che si verificano intorno l'area di frattura, in quanto in queste zone il liquido, in cui immerso il campione, penetra nel materiale, determinando una diversa trasmissione del segnale.

APPENDICE I:

IL PROGRAMMA DI CALCOLO

Nel capitolo secondo è stata descritta la teoria alla base del modello di previsione del comportamento a trazione di un laminato ibrido Alluminio-vetroresina. La Teoria Classica della Lamina è stata opportunamente modificata al fine di inserire l'effetto di non linearità attribuibile alla presenza del metallo ed in parte alla rottura "parziale" dell'elemento matrice, che per disposizioni del rinforzo diverse dalla stratificazioni di progetto [Al/0/90/Al/90/0/Al] inducono un comportamento non lineare del composito stesso. E' stato poi illustrato come dalla simulazione della semplice prova di trazione possono essere ricavati i valori delle deformazioni residue corrispondenti all'applicazione di un carico massimo imposto ed il diagramma $\tau-\gamma$ previsione della risposta a taglio in piano del laminato FGA.

Il modello di calcolo è stato implementato in ambiente VBA (Visual Basic for Application), usufruendo dell'interfaccia EXCEL. L'algoritmo di calcolo, schematizzato nel diagramma di flusso a fine appendice, è collegato all'file attraverso cinque fogli elettronici. Di seguito verranno descritti i comandi ed i contenuti.

Il foglio principale nominato "risultati" si presenta come in figura A1.



Figura A1: Form di gestione e comando.

Nella parte superiore sono contenute le form di gestione del database, direttamente collegate al foglio "database" e "vedi materiale" a seconda se si desidera immettere o accedere al database. Il comando collegato al pulsante "inserisci materiale" lancia la form in figura A2(a) a sua volta collegata con le form A2(b) o A2(c).

INSERIMENTO MATERIALE

☐ MATERIALE ISOTROPO

☐ MATERIALE ORTOTROPO

(a)

ISOTROPO

E:

G:

NI:

SIGMA P:

K:

n:

SIGMA R:

EPSILON R:

COEF. DIL. TERMICA:

VAR. TERMICA:

NOME CURVA:

MATERIALE:

OK

(b)

ORTOTROPO

E11:

E22:

G12:

NI12:

TENSIONE 1R:

TENSIONE 2R:

TENSIONE 12R:

TENS. DI ROT. A COMP. TRASV.:

COEF. DIL. TERMICA1:

COEF. DIL. TERMICA2:

VAR. TERMICA:

MATERIALE:

OK

(c)

Figura A2: Form di collegate al pulsante "inserisci materiale", scelta (a) e riempimento materiale isotropo (b) o ortotropo (c).

I dati immessi nelle lab 2(b) o 2(c) verranno memorizzati nel foglio "database" in cui i materiali sono divisi per comportamento, possono comunque essere verificati lanciano il comando di "verifica materiale" che attiverà al form in figura A3(a) o eliminati mediante il comando "elimina materiale" che attiva la form A3(b).

VERIFICA VALORI

ISOTROPO ORTOTROPO

MATERIALE

ELIMINAZIONE MATERI...

OK ANNULLA

MATERIALE

(a)

(b)

Figura A3: Form di verifica (a) o eliminazione (b) materiale.

Il comando "*elenca materiale*" fornirà un mero elenco dei materiali presenti in database. Il comando "*carica curva*" permette di inserire la curva caratteristica del materiale isotropo. I valori strain-stress che definisco la curva da analizzare devono preventivamente essere scritti in colonna A e B rispettivamente nel foglio principale "*risultati*"; successivamente mediante il comando "*carica curva*" si identificherà la curva con un nome digitato da input, mediante la form in figura A4, ed i dati verranno registrati nel foglio "*curve*".

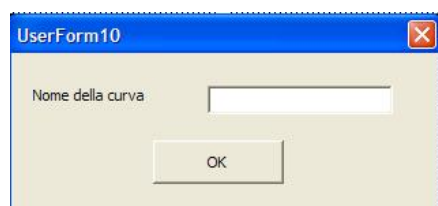


Figura A4: Form per la dominazione della curva sperimentale dell'alluminio.

Il pulsante "*avvia calcolo*" richiama le form in figura A5. Inizialmente bisogna decidere se si desidera utilizzare la procedura automatica o manuale, form A5(a), differenti per la combinazione di criteri di resistenza adoperati dal codice. La procedura manuale permette di scegliere tra le nove combinazioni di criteri esaminati, form A5(b), mentre la automatica adopera il criterio della massima deformazione per il metallo e di Tsai-Hill per il composito. La sostanziale differenza, come indicato in form A4(a), è nella modellazione della risposta a trazione per l'alluminio. Difatti, solamente la procedura automatica permette di utilizzare l'intera curva sperimentale associata al materiale richiamato, mentre la manuale utilizza il modello di Ramberg-Osgood.

(a)

(b)

Figura A5: Form per la selezione della procedura di calcolo.

Selezionata la procedura e confermata con il tasto "ok", bisogna definire il laminato inserendo per ciascun layer materiale, spessore ed orientazione, come specificato nella form in figura A6.

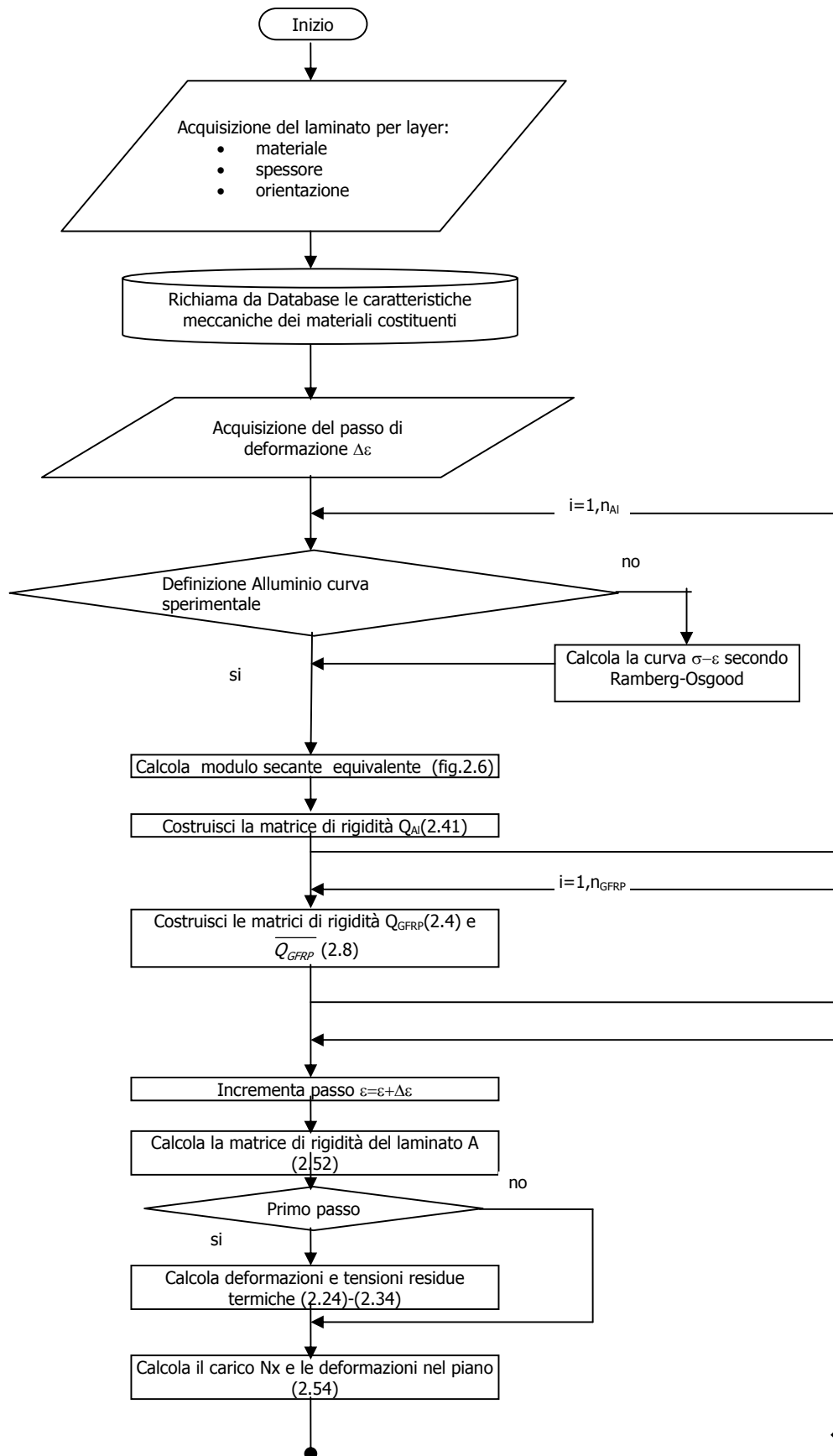
Figura A6: Form per la definizione del lamianto attraverso la specificazione dei materiali costituenti, del proprio spessore e della orientazione rispetto all'asse di trazione.

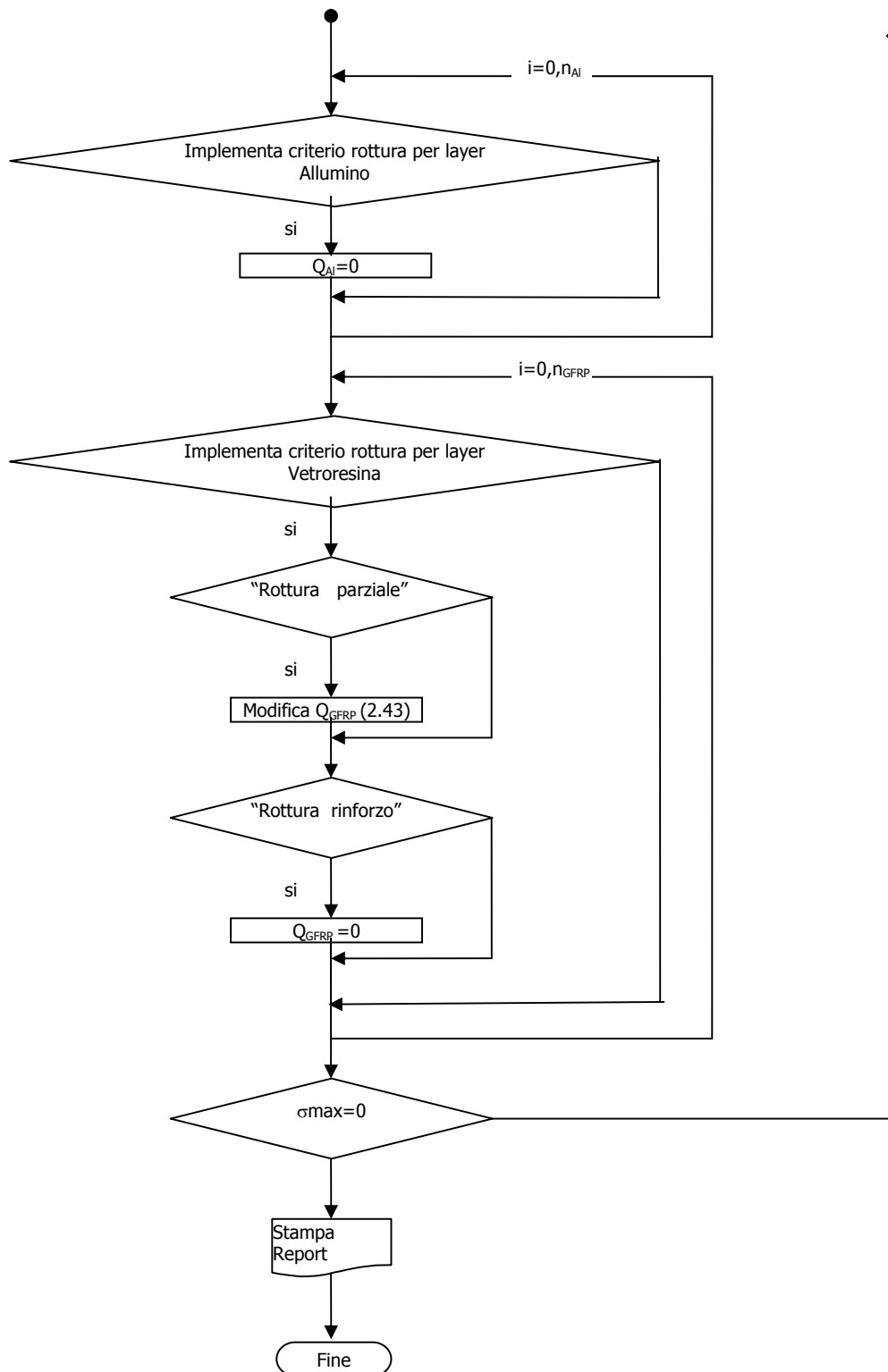
Mentre il lay-out viene specificato, si visualizzano i dati relativi alla lamina precedentemente immesse (nelle celle I20:K--).

Dalla spiegazione del modello del calcolo, è sottinteso che la disposizione delle lamina lungo lo spessore non influenza il risultato. Ciò lascia intendere due aspetti. In primis il programma analizza il comportamento del laminato nel suo complesso, ovvero i singoli layer definiscono la rigidità $[A]$ del materiale, non essendo tenuta in conto la matrice $[B]$, responsabile degli effetti di accoppiamento del carico e delle curvature, il calcolo per laminati non simmetrici sarà affetto da errori. Questa considerazione nasconde l'ipotesi che comunque si inseriscano le lamine costituenti il laminato è considerato simmetrico. Il secondo aspetto riguarda i fenomeni all'interfaccia tra un layer ed il successivo, che come trascende dalla trattazione analitica è ipotizzata ottimale.

Il calcolo dura pochi secondi e fornisce in output tre tipi di risultati: la curva strain-stress sul foglio "risultati" , plottata nel grafico automaticamente generato ed infine il report (nel foglio "report") a cui si può accedere dal pulsante relativo nel foglio principale. Il report contiene le informazioni sull'evolversi del danno, in particolare in ordine di deformazione crescente vengono listati gli "eventi", le lamine in cui si verificano e i valori di deformazione e tensione a cui corrispondono.

Infine i comandi nella parte inferiore del foglio principale permettono di confrontare più grafici, "confronta grafici", di cancellare il contenuto del foglio "risultati", di spostare la colonna B contenente i valori di stress della simulazione lanciata ("sposta colonna") ed il pulsante "?" fornisce informazioni sull'algoritmo.





BIBLIOGRAFIA

1. H. G. Allen, Analysis And Design Of Structural Sandwich Panels, Pergamon, Oxford, 1969.
2. ASM Handbook manuals, Vol.21 Composites, 2001, pp.212-213.
3. Asundi And A.Y.N. Choi, "Fiber Metal Laminates: An Advanced Material For Future Aircraft", J. Mater. Process. Technol., Vol. 63, 1997, Pp. 384-94.
4. Barnes Ac, Ramirez G. "Acoustic Emission Testing Of Carbon Fiber Composite Offshore Drilling Risers.", Aecm-6 (Conference Proceedings), San Antonio, Texas; 1998, Pp. 13-22.
5. B.Borgonje, Van Der Hoeven, "Long Term Behaviour", Fibre Metal Laminates An Introduction, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), FmIc, Delft, Netherlands, 2001, Pp 54-67.
6. W.R.Broughton, "Mechanical Testing Of Advanced Composites", Edited By J.M. Hodgkinson, Pp.101-104, 2000.
7. L.J.Broutman, B.D.Agarwal, "Analysis And Performance Of Fiber Composites", Ed. Wiley-Interscience, 1980.
8. Advanced Aerospace Materials, Ed. Buhl, Springer Verlag, 1992.
9. G. Caprino, G. Spataro And S. Del Luongo, "Low-Velocity Impact Behaviour Of Fibreglass-Aluminium Laminates", Composites Part A, 35, 2004: 605-16.
10. J.A.Charles, F.A.A.Crane, "Selection And Use Of Engineering Materials"; 2nd Ed, Butterworths Ed., 1989.
11. J.L. Chen, C.T. Sun, "Modeling Of Orthotropic Elastic-Plastic Properties Of Arall Laminates", Compos. Sci. Technol., Vol. 36, 1989, Pp. 321-337.
12. M.Y.M.Chiang, J.He, "An Analytical Assessment Of Using The Iosipescu Shear Test For Hybrid Composites", Composites, Part B 33, 2002, Pp 461-470.
13. D.Colombo, A.Faes, "Alluminio E Leghe Di Alluminio In Campo Aeronautico-Aerospaziale", Tesi Di Laurea, Università Di Trento.
14. D.L. Davidson And L.K. Austin, "Fatigue Crack Growth Through Arall-4 At Ambient Temperature", Fatigue Fract. Engng. Mech., Vol. 14, 1991, Pp. 939-51.
15. T. De Boer, "Next Generation Fiber Metal Laminates", Fibre Metal Laminates An Introduction, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), FmIc, Delft, Netherlands, 2001, Pp.39-51.
16. T.J. De Vries, A. Vlot, "The Influence Of Constituent Properties On The Residual Strength Of Glare", Applied Composite Materials, Vol.8, Pp.263-277, 2001.
17. Ely Tm, Hill Ek, "Longitudinal Splitting And Fibre Breakage Characterisation In Graphite/Epoxy Using Acoustic Emission Data", Materials Evaluation, 1995, Pp. 288-94.

18. A.Fahr, C.E. Chapman, J.F.Lalibertè, D.S. Forsyth, C.Poon, "Nondestructive Evaluation Methods For Damage Assessment In Fibre-Metal Laminates", *Polymer Composites*, Vol.21, No 4, 2000, Pp.568-575.
19. Fisher Me, Hill Ek.,"" Neural Network Burst Prediction In Fiberglass Epoxy Pressure Vessels Using Acoustic Emission."" , *Materials Evaluation*, 1998, Pp.1395–998.
20. Vincenzo Franciosi, " Fondamenti Di Scienza Delle Costruzioni – Vol. 1 " , P. 41,1987, Liguori Editore.
21. E.W.Godwin, "Mechanical Testing Of Advanced Composites", Edited By J.M. Hodgkinson, 2000, Pp.43-74.
22. Ya-Jun Guo, Xue-Ren Wu, "Bridging Stess Distribution In Center-Cracked Fiber Reinforced Metal Laminates: Modeling And Experiment", *Eng. Fracture Mech*, Vol.63, 1999, Pp.147-163.
23. M. Hagenbeek, C. Van Hengel, O.J. Bosker And C.A.J.R. Vermeeren, "Static Properties Of Fiber Metal Laminates", *Appl. Compos. Mater.*, Vol. 10, 2003, Pp. 207-22.
24. M. Hagenbeek, "Impact Properties", *Fibre Metal Laminates An Introduction*, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), Fmlc, Delft, Netherlands, 2001, Pp 409-426.
25. M. Hagenbeek, "Estimation Tool For Basic Material Properties", *Faculty Of Aerospace Engineering*, Report B2v-00-29 (Resticted), Delft, The Netherlands, March 2000.
26. Y.Hai, R. Rongzen, Tao Chinghu, L.Hongyun, "Study On Arall Failure Behaviour Under Tensile Loading",*Scripta Materialia*,Vol 35, No 12, 1996, Pp.1379-1384.
27. J.S. Hidde And C.T. Herakovich, "Inelastic Response Of Hybrid Composite Laminates", *J. Compos. Mater.*, Vol. 26, 1992, Pp. 2-19.
28. M.S. Hoo Fatt, C. Lin, D.M. Revilock, D.A. Hopkins, "Ballistic Impact Of Glare™ Laminates", *Compos. Struct.*, Vol. 61, 2003, Pp. 73-88.
29. P.A.Hooijmeijer,"Burn-Through And Lightning Strike", *Fibre Metal Laminates An Introduction*, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), Fmlc, Delft, Netherlands, 2001, Pp 399-408.
30. D.F.Horne,"Aircraft Production Technology",Cambridge And New York, Cambridge University Press, 1986.
31. P.Horst, N.Ohrloff, H.Bar,"The Influence Of Pre-Stretching And Temperature On The Static And Damage Tolerance Behaviour Of Glare Material", *Iccm9, Composite Design*,Vol Iv, Madrid, Spain, 12-16 July 1993, 1993, Pp-182-189.
32. R. M. Jones, *Mechanics Of Composite Materials*, 2nd Edition, Taylor And Francis Publ., Philadelphia,1998.
33. M. Kawai, M. Morishita, S. Tomura And K. Takumida, "Inelastic Behavior And Strength Of Fiber–Metal Hybrid Composite: Glare", *Int. J. Mech. Sci.* , Vol. 40, 1998, Pp. 183-198.

34. M. Kawai, A. Hachinohe, K. Takumida, Y. Kawase, "Off-Axis Fatigue Behaviour And Its Damage Mechanics Modelling For Unidirectional Fibre–Metal Hybrid Composite: Glare 2", *Composites Part A*, Vol 32, 2001, Pp.13–23.
35. M. Kawai , A. Hachinohe, "Two-Stress Level Fatigue Of Unidirectional Fiber–Metal Hybrid Composite: Glare 2", *International Journal Of Fatigue*, Vol 24, Pp. 567–580, 2002.
36. D. Kenaga, J.F. Doyle And C.T. Sun, "The Characterization Of Boron/Aluminum Composite In The Nonlinear Range As An Orthotropic Elastic-Plastic Material", *J. Compos. Mater.*, Vol. 21, 1987, Pp. 516-31.
37. C. Leone, L. Nele G. Caprino I. De Iorio, "Predicting The Nonlinear Tensile Response Of Glare®3" *Atti Convegno Aitem Brescia* , 1999.
38. P.W.Manders and I.M. Kowalsky, "The effect of small angular fiber misalignments and tabbing techniques on the tensile strength of carbon fiber composites", 32nd International SAMPE Symposium, Anaheim, CA, eds R Carson, M Burg, K J Riel, SAMPE Covina, CA 1987, 885_1007.
39. M. Marchetti, F. Felli, "Tecnologie aeronautiche : i materiali"- 2. ed. - Milano, ESA, 1989.
40. Marissen, R., "Fatigue Crack Growth In Arall A Hybrid Aluminium-Aramid Composite Material" ,Dissertation, Delft University Of Technology, 1988.
41. J. Morton, H. Ho And M. Y. Tsai, " An Evalutation Of The Iosipescu Specimen For Composite Materials Shar Property Measurement " , *Journal Of Composite Materials*, Vol. 26, No. 5, 1992.
42. Ono K, Huang Q., " Pattern Recognition Analysis Of Acoustic Emission Signals." *Progress. In Acoustic Emission VII*, The Japanese Society For Ndi; 1994. Pp. 69–78.
43. M. Papakyriacou, J. Schijve, S.E. Stanzltschegg, "Fatigue Crack Growth Behaviour Of Fibre-Metal Laminate Glare-1 And Metal Laminate 7475 With Different Blunt Notches", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 20, 1997, Pp. 1573-84.
44. P.H. Petit And M.E. Waddoups, "A Method Of Predicting The Nonlinear Behavior Of Laminated Composites, *J. Compos. Mater.*, Vol. 3, 1969, Pp. 2-19.
45. G. Petrucci, "Lezioni Di Costruzione Di Macchine", Dipartimento Di Meccanica E Aeronautica, Palermo, 2002.
46. F.J. Plantema, *Sandwich Construction*, Wiley, New York, 1966.
47. D.A.Porter, K.E.Easterling, "Phase Transformations In Metal And Alloys", Van Nostrand Reinhold Ed., 1987
48. Prosser Wh, Jackson Ke, Kellas S, Smith Bt, Mackeon J, Friedman A., "Advanced Waveform-Based Acoustic Emission Detection Of Matrix Cracking In Composites." , *Materials Evaluation* , 1995, Pp 1052–8.
49. Reed-Hill R.E., "Phisical Metallurgy Principles", Van Nostrand, New York, 1973

50. G.H.J.J. Roebroeks, "Glare Features", Fibre Metal Laminates An Introduction, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), FmIc, Delft, Netherlands, 2001, Pp 23-37.
51. G.H.J.J. Roebroeks, "The Metal Volume Approach", Structural Laminates Industries, Technical Report Td-R-00-003 (Restricted), Delft, The Netherlands, 2000.
52. J. Sinke, "Manufacturing Of Glare Parts And Structures", Appl. Compos. Mater., Vol. 10, 2003; Pp. 293-305.
53. J.J.Skrzypek,R.B.Hetnarsky,"Plasticity And Creep: Theory, Examples And Problems (Hardcover)",Crc Press Inc,1993.
54. Structural Laminates Company, " Fiber Metal Laminates " , Nota Tecnica.
55. A.Soprano, A.Apicella,L.D'antonio,F.Schettino, "Application Of Durability Analysis To Glare Aeronautical Components", J. Fatigue, Vol.18, 1996, Pp.265-272.
56. Sun CT, Tao J., "Prediction of failure envelopes and stress-strain behaviors of composite laminates: comparison with experimental results", Composites Science and Technology, Vol.58, 1998,1125–36.
57. Sun, C.T.; Tao, J., Kaddour, A.S."The prediction of failure envelopes and stress/strain behavior of composite laminates: comparison with experimental results", Composites Science and Technology, Vol. 62,2002, 1673–1682.
58. Suzuki M, Nakanishi H, Iwamoto M, Jinen E.,"" Application Of Static Fracture Mechanisms To Fatigue Fracture Behaviour Of Class A-Smc Composite."" , Proc 4th Japan-Us Conf On Composite Materials, 1988,Pp.297–306."
59. Tsai, S. W., Theory of Composites Design. Think Composites, Palo Alto, 1992.
60. Van Hengel, " Stress-Strain Curve",Fibre Metal Laminates An Introduction, Ad Vlot And Jan Willem Gunnink (Eds.), FmIc, Delft, Netherlands, 2001, Pp 99-110.
61. S.C.H. Van Meer, R.A.M. Coenen, "Quality Control" In "Fibre Metal Laminates, An Introduction", Vlot And W.Gunnick, Eds.,Kluwer Academic Publisher, Cap.24°, Pp.369-380, 2001.
62. J.C.F.N. Van Rijn,"A Calculation Method For Stress-Strain Curves Of Glare 3 And Glare 4b", National Aerospace Laboratory, Report Nlr-Cr-2000-172 (Restricted), Amsterdam, April 2000.
63. D.R. Veazie, A.M. Badir And R.O. Grover, "Titanium Ply Effects On The Behavior Of A Hybrid Thermoplastic Composite Laminate", J. Thermopl. Compos. Mater., Vol. 11, 1998, Pp. 443-454.
64. C.A.J.R. Vermeeren, Th. Beumler, J.L.C.G. De Kanter, O.C. Van Der Jagt And B.C.L. Out, "Glare Design Aspects And Philosophies", Appl. Compos. Mater., Vol. 10, 2003, Pp. 257-76.
65. C.A.J.R. Vermeeren, "An Historic Overview Of The Development Of Fibre Metal Laminates", Applied Composite Materials, Vol.10, 2003, Pp. 189–205.

66. C.A.J.R. Vermeeren, "The Application Of Carbon Fibers In Arall Laminates", Delft University Of Techonology, The Netherlands, 1991.
67. J.L. Verolme, "Prediction Of Stress-Strain Curves Of Glare", Structural Laminates Company, Techincal Report Td-R-96-004, Delft, The Netherlands, May 1996.
68. J.R. Vinson And R.L. Sierakowski, "The Behavior Of Structures Composed Of Composite Materials", Nijhoff Ed., Dordrecht, 1987.
69. Crivelli Visconti, "Materiali Compositi: Tecnologie E Progettazione", Tamburini Editore, 1985.
70. A.Vlot, "Impact Loading On Fibre Metal Laminates", Int. J. Impact Engng., Vol. 18, 1996, Pp. 291-307.
71. Vlot, A., Glare – History Of The Development Of A New Aircraft Material, Dordrecht, Kluwer, 2001.
72. Vlot, L.B. Vogelesang, T.J. De Vries, "Towards Application Of Fibre Metal Laminates In Large Aircraft", Aircraft Engineering And Aerospace Technology, Vol 71, Pp.558-570, 1999.
73. L.B. Vogelesang, A. Vlot, "Development Of Fibre Metal Laminates For Advanced Aerospace Structures", J. Mater. Process. Technol., Vol 103, 2000, Pp. 1-5.
74. L.B. Vogelesang, J. Shijve, "Fibre Metal Laminates: Damage Tolerant Aerospace Materials" In: Case Studies In Manufacturing With Advanced Materials, Vol.2 , 1995, Pp. 259-260.
75. M.R.Wisnom, "The Effect Of Fibre Rotation In $\pm 45^\circ$ Tension Tests On Measured Shear Properties", Composites, Vol.26, No 1, 1995, Pp.25-32.
76. G. Wu And J.-M. Yang, "Analytical Modelling And Numerical Simulation Of The Nonlinear Deformation Of Hybrid Fibre-Metal Laminates", Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., Vol. 13, 2005, Pp. 413-425.
77. G. Wu And J.-M. Yang, "Analytical Modelling And Numerical Simulation Of The Nonlinear Deformation Of Hybrid Fibre-Metal Laminates", Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., Vol. 13, 2005, Pp. 413-25.
78. Yan T, Holford K, Carter D, Brandon J, "Classification Of Acoustic Emission Signatures Using A Self-Organization Neural Network.", Journal Of Acoustic Emission ,1999, 17(1/2), Pp.49-59.
79. J.B. Young, J.G.N. Landry And V.N. Cavoulacos, "Crack Growth And Residual Strength Characteristics Of Two Grades Of Glass-Reinforced Aluminium Glare", Compos. Struct., Vol. 27, 1994, Pp. 457-469.